

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

На правах рукописи

Цыденов Кирилл Андреевич

Обоснование состава и режима деформационно-термической обработки сплавов системы Al–Cu–Mn, не требующих закалки и выплавляемых на основе вторичного сырья

Специальность 2.6.1

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель

доктор технических наук, профессор Белов Николай Александрович

Москва – 2025

Список используемых сокращений	5
Введение	6
Глава 1. Обзор литературы	11
1.1 <i>Деформируемые алюминиевые сплавы</i>	<i>11</i>
1.1.1 Высокопрочные сплавы 2xxx серии	11
1.1.2 Использование высокопрочных алюминиевых сплавов в промышленности	12
1.1.3 Механизмы упрочнения деформируемых сплавов	12
1.1.4 Упрочнение вторичными выделениями	13
1.1.5 Проблема термической стабильности высокопрочных алюминиевых сплавов ...	16
1.2 <i>Сварка трением с перемешиванием (СТП)</i>	<i>16</i>
1.2.1 Общие сведения	16
1.2.2 Формирование различных зон сварки при СТП	20
1.2.3 Параметры, влияющие на сварное соединение СТП	22
1.2.4 Различные модификации метода СТП	26
1.2.5 Особенности микроструктуры после СТП термически упрочняемых алюминиевых сплавов	31
1.3 <i>Жаропрочные деформируемые алюминиевые сплавы</i>	<i>33</i>
1.3.1 Повышение жаропрочности деформируемых сплавов	33
1.3.2 Термически стабильные сплавы типа АЛТЭК	35
1.4 <i>Вторичная переработка алюминиевых сплавов</i>	<i>37</i>
1.4.1 Введение	37
1.4.2 Вторичная переработка деформируемых алюминиевых сплавов	38
1.4.3 Основной источник смешанного лома	41
1.5 <i>Диаграммы состояния</i>	<i>42</i>
1.5.1 Система Al–Cu–Mn	42
1.5.2 Система Al–Cu–Mg–Mn	43
1.5.3 Система Al–Cu–Fe–Mn	45
1.5.4 Система Al–Cu–Mn–Si	47
1.6 <i>Выводы по обзору литературы</i>	<i>48</i>
Глава 2. Материалы и методы исследования	51
2.1 <i>Объекты исследований</i>	<i>51</i>
2.2 <i>Плавка и литье экспериментальных сплавов</i>	<i>51</i>
2.3 <i>Методы получения деформированных полуфабрикатов</i>	<i>57</i>
2.3.1 Продольная прокатка	57
2.3.2 Сварка и обработка трением с перемешиванием	59
2.3.3 Термическая обработка	60
2.4 <i>Микроструктурные исследования и фазовый анализ сплавов</i>	<i>61</i>
2.4.1 Подготовка образцов	61
2.4.2 Оптическая световая микроскопия	61
2.4.3 Растровая электронная микроскопия	62
2.4.4 Просвечивающая электронная микроскопия	63

2.5 <i>Определение механических свойств</i>	63
2.5.1 <i>Измерение электропроводности</i>	63
2.5.2 <i>Измерение твердости</i>	64
2.5.3 <i>Определение механических свойств на растяжение</i>	64
2.6 <i>Расчетные методы</i>	66
Глава 3. Результаты расчетного анализа фазового состава сплавов Al–Cu–Mn–(Mg, Zn, Fe, Si)	68
3.1 <i>Введение</i>	68
3.2 <i>Политермические сечения</i>	68
3.3 <i>Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз</i>	71
3.4 <i>Изотермические сечения</i>	75
3.5 <i>Расчетные параметры фазового состава</i>	77
3.6 <i>Выводы по главе 3</i>	80
Глава 4. Влияние Mg, Zn, Fe, Si на структуру и механические свойства базового сплава Al–2%Cu–1,5%Mn	82
4.1 <i>Микроструктура слитков первой серии экспериментальных сплавов</i>	82
4.2 <i>Микроструктура горячекатаных листов</i>	87
4.3 <i>Влияние концентрации магния и цинка на твердость и электросопротивление горячекатаных листов</i>	91
4.4 <i>Микроструктура холоднокатаных листов</i>	92
4.5 <i>Механические свойства холоднокатаных листов</i>	98
4.6 <i>Механизм разрушения холоднокатаных листов</i>	100
4.7 <i>Расчет предела текучести</i>	105
4.8 <i>Обобщение влияния легирующих компонентов и примесей на структуру и свойства экспериментальных сплавов</i>	107
4.9 <i>Выводы по главе 4</i>	112
Глава 5. Выбор режима деформационно-термической обработки	114
5.1 <i>Сплавы 1D и 2D</i>	114
5.1.1 <i>Микроструктура слитков</i>	114
5.1.2 <i>Микроструктура горячекатаных листов</i>	115
5.1.3 <i>Твердость холоднокатаных листов</i>	117
5.1.4 <i>Испытания на разрыв холоднокатаных листов</i>	118
5.2 <i>Сплавы 0Mg, 0.5Mg, 1Mg</i>	121
5.2.1 <i>Микроструктура слитков</i>	121
5.2.2 <i>Микроструктура горячекатаных и холоднокатаных листов</i>	122
5.2.3 <i>Испытания на разрыв</i>	125
5.3 <i>Сплав 6S</i>	128
5.3.1 <i>Микроструктура слитка</i>	128

5.3.2 Микроструктура горячекатаных листов	129
5.3.3 Механические свойства	131
5.4 Сплав AMS.....	135
5.4.1 Микроструктура слитка.....	136
5.4.2 Микроструктура горячекатаных листов	139
5.4.3 Физические свойства	140
5.5 Способ получения холоднокатаных листов	142
5.6 Выводы по главе 5	144
Глава 6. Подбор режима обработки и сварки трением с перемешиванием	146
6.1 Обработка трением с перемешиванием сплава 1В	146
6.1.1 Микроструктура слитка и горячекатаного листа сплава 1В.....	146
6.1.2 Твердость горячекатаных листов после ОТП.....	147
6.1.3 Внешний вид листов после ОТП	148
6.2 Сварка трением с перемешиванием сплава 2В.....	149
6.2.1 Структура горячекатаных листов сплава 2В до и после СТП	149
6.2.2 Твердость листов после СТП	152
6.2.3 Результаты испытаний на разрыв до и после СТП	153
6.3 Обработка трением с перемешиванием сплава AMS	155
6.3.1 Микроструктура листов после ОТП.....	155
6.3.2 Твердость листов после ОТП.....	156
6.3.3 Испытания на разрыв до и после ОТП.....	157
6.4 Выводы по главе 6	158
Общие выводы	160
Список литературы.....	162
Приложение 1	177
Приложение 2	178

Список используемых сокращений

АЛТЭК – деформируемые сплавы на базе системы Al–Cu–Mn, сконструированные для формирования в их структуре максимального количества дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и не требующие использования операций гомогенизации и закалки

ДТО – деформационно-термическая обработка

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия

МРСА – микрорентгеноспектральный анализ

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия

УЭС – удельное электросопротивление

УЭП – удельная электропроводность

СТП – сварка трением с перемешиванием

ОТП – обработка трением с перемешиванием

ЗТВ – зона термического влияния

ОМ – основной материал

ЗТМВ – зона термомеханического воздействия

ЗП – зона перемешивания

Введение

Актуальность проблемы

Стремление к энергоэффективности, лёгкости и экологичности техники подталкивает современную промышленность к революции в материаловедении. Тяжёлые металлы, такие как железо и медь, постепенно уступают место алюминию, чья низкая плотность и широкое распространение в природе делают его идеальным кандидатом для создания более лёгких и экологичных машин. Это обусловлено необходимостью сокращения углеродного следа и повышения общей эффективности использования ресурсов. Вторичная переработка алюминиевых сплавов стала важным источником для удовлетворения растущих потребностей алюминия. Более того, при вторичной переработке алюминиевых сплавов в атмосферу выбрасывается приблизительно в 20 раз меньше CO_2 чем при первичном производстве алюминия. Алюминиевые сплавы на основе системы Al-Cu-Mn (АЛТЭК) могут стать основой для сплавов нового поколения благодаря высокой технологичности при обработке давлением, повышенной прочности и термостойкости.

Одной из самых больших проблем при переработке алюминия является накопление примесных элементов, которые могут вызвать резкое ухудшение механических свойств (прочности, пластичности и усталостных свойств). Практически все марочные алюминиевые сплавы, как литейные (ГОСТ 1583–93), так и деформируемые (ГОСТ 4784-2019), содержат в своем составе в качестве легирующих элементов медь, магний, кремний, цинк, марганец, реже железо. Последний элемент чаще является вредной примесью. При этом и другие вышеперечисленные элементы, там, где они не входят в состав сплава, также являются нежелательными и часто требуют строго ограничения.

Примером являются деформируемые сплавы типа 1201 (AA2219), в которых легирующими компонентами являются только медь и марганец. Для таких сплавов содержание Fe, Si, Mg, Zn обычно ограничено 0.1 масс.%. Из-за низких допустимых пределов содержания примесных элементов такие сплавы, как правило, готовят на первичном сырье. Особо следует отметить роль железа, поскольку его растворимость в твердом растворе алюминия (далее (Al)) очень мала. Данный элемент входит в состав различных интерметаллидных фаз, таких как $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{SiCu}_2$, $\text{Al}_6(\text{FeMn})$, Al_3Fe , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и других, в зависимости от состава сплава и скорости охлаждения. Наиболее желательной из них является фаза $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$, поскольку ее частицы обладают относительно благоприятной морфологией.

Ранее было представлено обоснование возможности создания нового поколения высокотехнологичных деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-Cu-Mn (АЛТЭК), которые обладают повышенной прочностью и термостойкостью. Эти

свойства достигаются за счет присутствия дисперсоидов соединения $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в структуре сплавов в количестве 7-8 об.%. В отличии от марочных сплавов 2xxx серии сплавы типа АЛТЭК не требуют высокотемпературной термообработки для образования дисперсоидов. Это становится возможным благодаря низкой диффузии Mn в (Al) при высоких температурах, из-за чего большая его часть (примерно 1.5% при скорости охлаждения 10-20 К/с) остается в твердом растворе при литье.

Учитывая вышесказанное, представляется актуальным комплексное изучение эволюции фазового состава, структуры и свойств сплавов системы Al-Cu-Mn вследствие их совместного и раздельного легирования элементами, такими как Mg и Zn, которые содержатся во многих алюминиевых сплавах (2xxx и 7xxx серии) и позволяют достигнуть высоких прочностных свойств. Также с учетом современных тенденций по снижению выбросов парниковых газов становится важным рассмотрение возможности изготовления предложенных сплавов на основе вторичного сырья с содержанием до 0,5 мас. % железа и кремния (основными примесями в марочных сплавах). Такое исследование позволит создать научную базу для разработки новых перспективных деформируемых сплавов, производство которых возможно с использованием вторичного сырья.

Цель работы

Обоснование состава и разработка режима деформационно-термической обработки (без закалки) сплавов на основе Al-Cu-Mn, выплавляемых на основе вторичного сырья, для получения листового проката повышенной прочности.

Для реализации данной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Провести расчетно-экспериментальный анализ фазового состава сплавов системы Al-Cu-Mn-Mg-Zn-Fe-Si, содержащих 2%Cu и 1.5%Mn, при равновесной и неравновесной кристаллизации;
2. Изучить формирование структуры сплавов указанной системы при литье и деформационно-термической обработки (без использования закалки);
3. Изучить распределения элементов между (Al) и фазами кристаллизационного происхождения в слитках и листовом прокате сплавов указанной системы легирования
4. Обосновать выбор составов, обеспечивающих в отожженных листах временное сопротивление более 300 МПа при содержании Mg, Zn, Fe, Si до 3 масс. % (в сумме)
5. Провести сравнение механических свойств выбранного вторичного сплава (АЛТЭК-В) с марочным сплавом 2xxx серии;
6. Подобрать режим сварки трением с перемешиванием (СТП), сохраняющий временное сопротивление на уровне основного материала.

Научная новизна

1. Показано, что в листовых полуфабрикатах сплавов системы Al-Cu-Mn-Mg-Zn-Fe-Si, содержащих 2%Cu и 1.5%Mn, можно реализовать структуру, в которой железо и кремний (до 0,5 мас.%) полностью связаны в компактные частицы фазы $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, магний и цинк (до 1 мас.%) полностью входят в твердый раствор алюминия, а основное количество меди и марганца связаны в фазу $Al_{20}Cu_2Mn_3$, которая выделяется в виде дисперсоидов размером до 100 нм.

2. На примере модельных сплавов, содержащих 1.5-2%Cu, 1.5-2%Mn, установлено, что магний в количестве до 1% включительно полностью остается в (Al), обеспечивая твердорастворное упрочнение. Это позволяет повысить прочность сплавов типа АЛТЭК (на 10-15%) без создания структурной дестабилизации при повышенных температурах вплоть до 400 °С. Легирование цинком не оказывает значительного влияния на прочность.

3. Показано, что совместное добавление Fe, Si, Mg и Zn в количестве около 3% к сплаву Al-2%Cu-1,5%Mn не снижает механические свойства отожженных деформируемых полуфабрикатов. Из этого вытекает принципиальная возможность использования для его приготовления разнообразного вторичного сырья, различных групп сплавов, в частности, 6xxx, 2xxx и 7xxx серий.

4. Равномерное распределение Fe-содержащих фаз в структуре холоднокатаных листов способствует сохранению вязкого мелкоячеистого механизма разрушения в углублениях, что позволяет поддерживать пластичность на уровне “чистых” сплавов.

5. На примере сплавов Al-2%Cu-2%Mn(Si, Zr) и Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn(Fe, Si) показана возможность получения неразъёмных соединений с помощью СТП, с прочностью близкой к прочности основного материала с сохранением термостойкости.

Практическая значимость

1. Предложена технология деформационно-термической обработки сплавов Al-2%Cu-1,5%Mn-1%Mg-1%Zn и Al-2%Cu-1,5%Mn-1%Mg-1%Zn-0,5%Fe-0,4%Si-0,25%Zr, включающая горячую и холодную прокатку, для получения деформированных полуфабрикатов, обладающих временным сопротивлением выше 340 МПа.

2. Предложены составы деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-2%Cu-1,5%Mn (Mg, Zn, Fe, Si), не требующие гомогенизации и закалки, производство которого возможно с использованием вторичного сырья. Разработан способ получения холоднокатаных листов из вторичного алюминиевого сплава и получен патент (№2826055 03.09.2024).

3. Предложен режим обработки трением с перемешиванием, который позволяет получить неразрывные соединения листовых горячекатаных заготовок толщиной 4 мм из сплава Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn-0,4%Fe-0,4%Si.

Положения, выносимые на защиту

1. Особенности формирования структуры (включая фазовый состав и морфологию избыточных фаз) в слитках сплавов системы Al-2%Cu-1,5%Mn-Mg,-Zn-Fe-Si).

2. Закономерности распределения элементов между (Al) и фазами кристаллизационного происхождения в слитках и листовом прокате сплавов указанной системы.

3. Эволюция структуры в сплавах указанной системы легирования, содержащих Mg, Zn, Fe, Si (до 3 масс. % в сумме) в процессе деформационно-термической обработки.

4. Обоснование составов сплавов типа АЛТЭК, выплавляемых на основе вторичного сырья (АЛТЭК-В), не требующих закалки и обладающих временным сопротивлением более 300 МПа в отожжённых листах.

5. Обоснование подбора параметров сварки трением с перемешиванием при соединении горячекатаных листов сплавов Al-2%Cu-2%Mn-0,4%Si-0,25%Zr и Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn-0,4%Fe-0,4%Si.

Апробация работы

Основные положения и результаты диссертационной работы были представлены на следующих конференциях: 77-е Дни Науки, 2022, Москва, НИТУ «МИСИС»; VI Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2022», 2022, Магнитогорск, МГТУ имени Г.И. Носова; XIX Международный форум-конкурс студентов и Молодых ученых «Актуальные проблемы недропользования», 2023 Санкт-Петербург, СПбГУ; VII Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2023», 2023, Магнитогорск, МГТУ имени Г. И. Носова; V Международная школа-конференция «Перспективные высокоэнтропийные материалы», 2023, Санкт-Петербург, СПбГМТУ; VIII Международная молодежная конференция «Magnitogorsk Rolling Practice 2024», 2024, Магнитогорск, МГТУ имени Г. И. Носова; XII Международный конгресс «Цветные металлы и минералы», 2024, Красноярск, МВДЦ «Сибирь». 23-я Международная конференция «Новые тенденции рационального использования вторичных ресурсов и проблемы экологии», Москва, 2024

Публикации

По теме исследования опубликовано 11 работ в изданиях, входящих в базы данных Web of Science (Core Collection)/Scopus и перечень ВАК.

Достоверность научных результатов

О достоверности и надежности полученных результатов свидетельствует хорошая корреляция между результатами математического моделирования в программе Thermo-Calc и физическим экспериментом, который выполнялся с использованием современного аналитического и испытательного оборудования. Все испытания проводились согласно рекомендациям действующих ГОСТов. О надежности результатов свидетельствует повторяемость результатов, их сопоставимость с литературными источниками, а также публикации в реферируемых научных изданиях и представления полученных данных на тематических конференциях. Текст диссертации и автореферата проверен на отсутствие плагиата с помощью программы "Антиплагиат" (<http://antiplagiat.ru>).

Личный вклад автора

Диссертация является законченной научной работой, в которой обобщены результаты исследований, полученные лично автором и в соавторстве. Автору работы принадлежит основная роль в получении и обработке экспериментальных данных, анализе и обобщении результатов. Обсуждение и интерпретация полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Основные положения и выводы диссертационной работы сформулированы автором.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, шести глав, общих выводов, списка публикаций по теме диссертации, а также списка литературы из 191 источников. Работа изложена на 178 страницах, содержит 109 рисунков и 38 таблицы.

Работа выполнена в рамках грантов российского научного фонда (РНФ) № 20-19-00249 и № 20-19-00249-П.

Глава 1. Обзор литературы

1.1 Деформируемые алюминиевые сплавы

1.1.1 Высокопрочные сплавы 2xxx серии

К категории высокопрочных алюминиевых сплавов обычно относятся сплавы с пределом прочности при растяжении, превышающим 400 МПа, с цинком, магнием и медью в качестве основных легирующих элементов. Сплавы с цинком и магнием в качестве легирующих компонентов (7xxx серия) обладают более высокой прочностью при комнатной температуре чем сплавы с медью в качестве основного легирующего элемента (2xxx серия) [1-4]. Однако из-за более высокой диффузии магния и цинка, упрочняющие фазы сплавов 7xxx серии являются менее термически стабильными, что в значительной степени ограничивает зону применения таких сплавов [1-4]. Поэтому данный раздел будет в основном посвящён сплавам 2xxx серии.

Высокопрочные алюминиевые сплавы (ВАС) в том числе включают сплавы 2xxx серии, которые активно развивались в последние годы. Типичным примером является алюминиевый сплав 2024 [3]. Он был создан американскими исследователями в 1939 году соответственно и использовался в бомбардировщиках, что внесло революционные изменения в летно-технические характеристики самолетов, а также заложило основу для использования ВАС [1-4].

В течение последних нескольких лет исследования высокопрочных алюминиевых сплавов были сосредоточены в основном на использовании нескольких методов упрочнения для максимизации их эксплуатационного потенциала. Характеристики сплавов в основном зависят от морфологии и состава упрочняющей фазы; на повышение прочности сплава в основном влияют дисперсионные выделения [5, 6]. Упрочняющие фазы в сплавах в основном зависят от основных легирующих компонентов: 2xxx серия (Al-Cu) – Al_2Cu ; 2xxx серия (Al-Cu-Mg) – Al_2Cu , Al_2CuMg .

За последние несколько лет резко возросшие требования к высокопрочным алюминиевым сплавам в аэрокосмической промышленности привели к непрерывному развитию. В зависимости от состава, технологического процесса, структуры и эксплуатационных характеристик разработку ВАС можно разделить на пять поколений: первого поколения с высокой статической прочностью, второго поколения с высокой прочностью и коррозионной стойкостью под напряжением, третьего поколения с высокой прочностью и коррозионной стойкостью, четвертого поколения с высокой прочностью, коррозионной стойкостью и высокой вязкостью разрушения и пятого поколения с высокой ударной вязкостью [7].

1.1.2 Использование высокопрочных алюминиевых сплавов в промышленности

ВАС обладают такими характеристиками, как высокая прочность, высокая вязкость разрушения и низкие коэффициенты теплового расширения. Они являются подходящими материалами для производства основных силовых деталей автомобилей, самолетов, спутников, аэрокосмических аппаратов и других подобных изделий [8]. В авиационной и космической промышленности предъявляют более высокие требования к материалам. [9, 10]. Помимо авиации, высокопрочные алюминиевые сплавы также используются в автомобилестроении и транспортной технике и могут использоваться в качестве несущих конструкций поездов. В области оборонной техники сплавы 2xxx серии используются для временных мостов, мобильных установок для запуска ракет и другого оборудования. Высокопрочные алюминиевые сплавы также используются в морских платформах, башнях ветроэнергетики и других вспомогательных сооружениях [11, 12].

1.1.3 Механизмы упрочнения деформируемых сплавов

Теоретические исследования по упрочнению и закалке алюминиевых сплавов прошли длительный процесс [13]. Механизмы упрочнения для традиционных сплавов в основном включают твердорастворное упрочнение (ТРУ), дислокационное упрочнение (ДУ), зернограничное упрочнение (ЗГУ) и упрочнение вторичными выделениями (УВВ) [14]. В последние годы для одновременного использования вышеупомянутых четырех механизмов упрочнения применялась комбинация деформации и фазового превращения для повышения прочности и вязкости алюминиевых сплавов и решения присущих им проблем. Старинк и др. [15] исследовали прочность сплавов Al–Zn–Mg–Cu и предложили модель прочности для алюминиевых сплавов, которая может быть выражена формулой (3):

$$YS = \sigma_{ss} + \sigma_{gb} + \sigma_{\rho} + \sigma_{pp} \quad (3)$$

где YS предел текучести сплава, σ_{gb} влияние ЗГУ на предел текучести, σ_{ss} влияние ТРУ на предел текучести, σ_{ρ} влияние ДУ на предел текучести и σ_{pp} влияние УВВ на предел текучести.

Модели влияния ТРУ, ДУ, ЗГУ и УВВ на предел текучести следующие.

Для упрочнения твердого раствора модель может быть выражена формулой (4) [16]:

$$\sigma_{ss} = AC^{\beta} \quad (4)$$

где, C концентрация растворенного вещества в твердом растворе, A и β коэффициенты.

В процессе пластической деформации плотность дислокаций непрерывно увеличивается, и вклад ДУ в прочность сплава может быть выражен формулой (5) [17]:

$$\sigma_p = M\alpha Gb\rho^{1/2} \quad (5)$$

где M коэффициент Тейлора, α является постоянной величиной, как правило, 0,33, G модуль сдвига равный 25,4 ГПа и b вектор Бюргерса равный 0,286 нм, ρ плотность дислокаций.

Для ЗГУ Холл и Пейдж получили связь между размером зерна и пределом текучести на основе большого количества экспериментов, показанную в формуле (6) [18]:

$$\sigma_{gb} = \sigma_0 + kD^{-1/2} \quad (6)$$

где σ_0 это внутреннее сопротивление решетки движению дислокаций составляет приблизительно 20 МПа для большинства алюминиевых сплавов, k является константой равной 0,17 МПа*м^{1/2} и d средний размер зерна.

Упрочнение вторичными выделениями может быть вычислено по формуле (7) [19]:

$$\sigma_{pp} = \sqrt{3} \frac{Gb}{\lambda} \quad (7)$$

где λ расстояние между частицами вторичных выделений, которое может быть вычислено по формуле:

$$\lambda = 0.5D_s \left(\sqrt{\frac{2\pi}{3f_v}} - \frac{\pi}{4} \right) \quad (8)$$

где f_v объемная доля частиц, а D_s диаметр частиц.

Последний способ упрочнения является наиболее популярным при производстве высокопрочных алюминиевых сплавов.

1.1.4 Упрочнение вторичными выделениями

Наука об упрочнении алюминиевых сплавов старением берет свое начало в 1906 году, когда Альфред Вильм обнаружил, что после закалки дюралюминиевый сплав Al–Cu (Mg, Mn) постепенно упрочняется при комнатной температуре. Потребовалось около 30 лет, чтобы объяснить, что это упрочнение вызвано образованием очень маленьких зон, которые можно обнаружить с помощью малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР). В 1939 году эти зоны были названы “зонами Гинье–Престона (ГП)” в честь двух исследователей, которые одновременно и независимо разгадали с помощью МРР загадочное происхождение упрочнения дюралюминия, которое в то время нельзя было увидеть ни под каким микроскопом [20]. С тех пор просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения и атомно-зондовая томография позволили количественно охарактеризовать микроструктуру упрочненных старением алюминиевых сплавов.

В 1919 году Мерика и др. [21] предполагает, что соответствующие фазовые диаграммы покажут, какие сплавы являются кандидатами для дисперсионного упрочнения в процессе старения, и обеспечат как температуру растворения, так и диапазон температур, необходимых для этого процесса. Это привело к активному измерений фазовых диаграмм для алюминиевых сплавов, которые были собраны в 1959 году Х. В.Л. Филлипсом [22]. После новаторской работы Ларри Кауфмана в конце 1960-х [23] и с развитием доступности компьютеров измеренные фазовые диаграммы и термодинамические данные были объединены для численной оценки многокомпонентных фазовых диаграмм и создания термодинамических баз данных (подход CALPHAD). Доказано, что этот подход очень полезен в промышленности для корректировки состава и связанной с ним термической обработки алюминиевых сплавов при достаточно высоких температурах (выше 300-350° С для алюминиевых сплавов).

При низких температурах эволюция микроструктур упрочняющихся старением сплавов и результирующее поведение при упрочнении определяются не только термодинамикой, но и сильно зависят от кинетических аспектов.

Последовательность выпадения вторичных выделений при старении многокомпонентных сплавов

В классическом описании реакции вторичных выделений из пересыщенного твердого раствора в системе сплавов используется понятие «последовательность вторичного выделения». Принцип заключается в том, что для данного состава фазовая диаграмма предсказывает стабильную фазу, которая представляет собой конечную точку реакции. Поскольку эта стабильная фаза обычно некогерентная, образование ее зародышей энергетически затратно из-за высокой энергии на границе раздела фазы с матрицей. Таким образом, кинетически выгодно сначала образовывать метастабильные фазы, которые имеют меньшую термодинамическую движущую силу и более низкий барьер для образования зародышей из-за более высокой когерентности с матрицей. Последовательность этих метастабильных фаз с прогрессирующей потерей когерентности часто называют «последовательностью вторичного выделения». В алюминиевых сплавах эта последовательность иногда представляется уникальной для каждой системы / семейства сплавов.

Однако теперь ясно, что слово «последовательность» вводит в заблуждение в том смысле, что оно подразумевает фиксированную последовательность реакций. Вероятно, более точно представить возможное фазовое пространство, в котором система выбирает «траекторию вторичного выделения» в зависимости от условий: состава, температурного

режима, механической обработки и т. д. Это особенно верно для сложных многокомпонентных сплавов, где траектории могут сокращать некоторые из метастабильных фаз или, казалось бы, переходить от последовательности осаждения к другой с незначительными изменениями состава сплава или термомеханического процесса.

Для системы Al-Cu-(Mg), примера прототипа сплава с упрочнением старением, предлагается следующая последовательность вторичного выделения:

пересыщенный твердый раствор $\rightarrow$ ГП зоны $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$

В этой системе ГП зоны представляют собой диски в плоскостях $\{100\}$, θ'' осадки представляют собой когерентные пластины в плоскостях $\{100\}$, в то время как θ' является полукogerентной, а θ некогерентна с твердым раствором алюминия. Эта система сплавов является основой семейства алюминиевых сплавов 2xxx серии, которые содержат медь, магний и, возможно, литий в качестве основных растворенных элементов. Такая последовательность осаждения предлагается, когда медь является основным легирующим компонентом. При увеличении содержания Mg (например, в сплаве 2024) могут появляться другие фазы (ГП зоны, полукogerентные S' фазы Al_2CuMg и некогерентные вторичные S фазы Al_2CuMg).

Влияние второстепенных легирующих элементов на последовательность осаждения может иметь множество причин. Они могут либо непосредственно влиять на скорость образования зародышей этой фазы, например, снижая энергию дефекта упаковки, способствуя образованию зародышей фазы. Они могут стабилизировать фазу путем сегрегации и последующего уменьшения энергии на границе раздела фаз. [24].

Связь осаждения и деформации

Процессы распада твердого раствора в алюминиевых сплавах могут быть коренным образом изменены взаимодействием с дефектами кристаллов. Хотя все типы дефектов (вакансии, дислокации, границы зерен) демонстрируют взаимодействие с вторичными выделениями, случай дислокаций особенно интересен и сложен для понимания из-за динамического характера взаимодействия в случаях, когда дислокации подвижны, а именно, когда распад твердого раствора происходит одновременно с пластической деформацией. С точки зрения применения это взаимодействие может возникать в различных ситуациях, среди которых мы можем привести примеры:

– разложение пересыщенного твердого раствора при пластической деформации после закалки [25]

- Образование вторичных выделений одновременно с деформацией во время процессов горячего формования, направленных на создание деталей сложной формы с низким остаточным напряжением [26], [27],
- динамическая эволюция микроструктуры в течение срока службы сплавов, подвергнутых пластической деформации (например, при усталости) [28],
- эволюция микроструктуры в процессах соединения, связанных с пластической деформацией, таких как сварка трением с перемешиванием (СТП) [29, 30],
- эволюция микроструктуры в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) [31].

1.1.5 Проблема термической стабильности высокопрочных алюминиевых сплавов

Одним из основных препятствий для широкого использования сплавов Al-Cu, особенно в автомобильной и аэрокосмической отраслях, является их плохая термостойкость, связанная с быстрым снижением прочности при температурах выше $\sim 250^\circ \text{C}$ [32]. При длительном термическом воздействии метастабильная фаза θ' в итоге превращается в стабильную θ – фазу, которая полностью некогерентна с исходной α -Al матрицей. Дальнейшая термическая обработка приводит к росту более крупных выделений θ – фазы за счет более мелких. Это соответствует увеличению расстояния между выделениями, так что крупные частицы θ – фазы больше не эффективны для ограничения движения дислокаций матрицы; следовательно, прочность сплавов резко снижается [33].

1.2 Сварка трением с перемешиванием (СТП)

1.2.1 Общие сведения

В дополнение к процессу формования сплавов технология механической обработки также очень важна для улучшения свойств и корректировки микроструктуры сплавов. В последние годы технология интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет добиться измельчения зерен и получить нанозеренную структуру, таким образом, эта технология обладает значительным потенциалом повышения механических свойств [34]. В процессе ИПД измельчение зерен и дислокационное упрочнение происходят одновременно. К настоящему времени исследователи предложили ряд различных методов ИПД для упрочнения алюминиевых сплавов, включая равно канальное угловое прессование (РКУП) [35, 36], кручение под высоким давлением (КВД) [37, 38], обработку трением с перемешиванием (ОТП) [39] и так далее. Принципиальные схемы вышеупомянутых трех методов интенсивной пластической деформации показаны на рисунке 1.1.

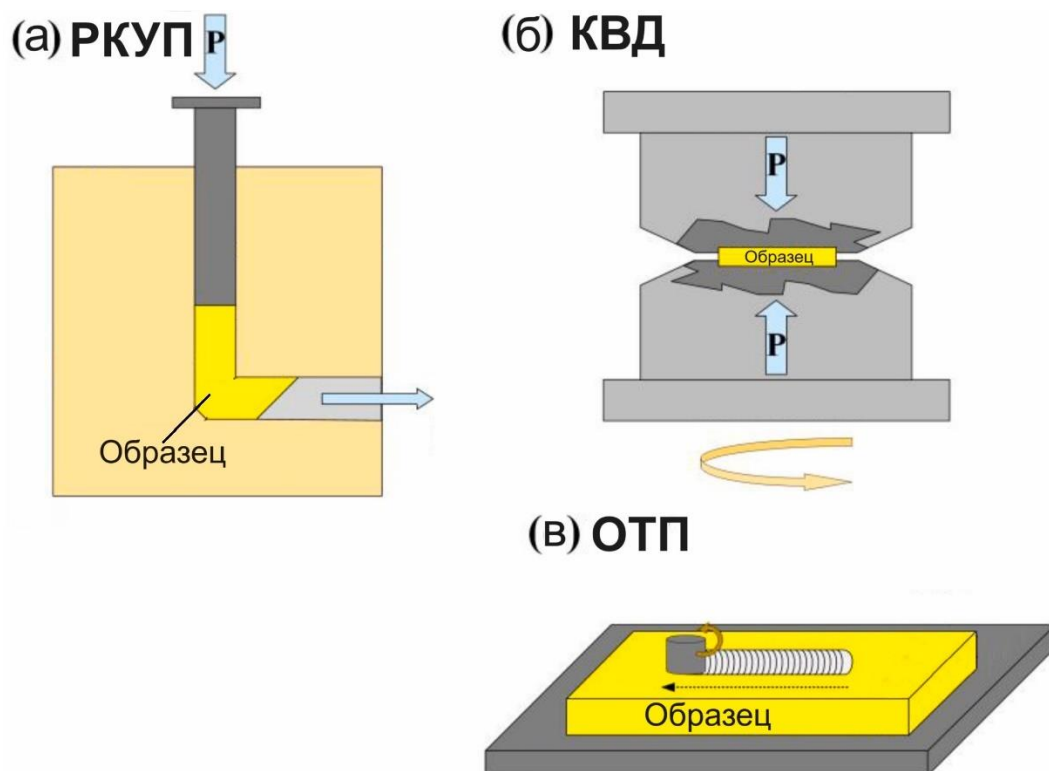


Рис. 1.1. Схема методов интенсивной пластической деформации: (а) РКУП [35], (б) КВД [37], (в) ОТП [39]

Основной принцип РКУП заключается в запрессовывании образца в форму с двумя равными поперечными сечениями, находящимися под прямым углом друг к другу. Под действием внешней нагрузки образец достигает большой пластической деформации за счет чистого сдвига [40].

Метод КВД представляет собой специальный процесс пластической деформации, при котором крутящий момент прикладывается к поперечному сечению деформируемого тела за счет активного трения, в то время как давление прикладывается в направлении высоты деформируемого тела [41]. В процессе КВД в сплав внедряются дислокации высокой плотности. Эти дислокации переплетаются друг с другом и накапливаются, образуя границу. Области с относительно низкой плотностью дислокаций разделяются для образования дислокационных ячеек. С увеличением деформации повышается разница в ориентации соседних ячеек, образуя ультрадисперсные зерна [42]. Исследования показали, что обработка КВД играет очень важную роль в упрочнении сплавов. Было обнаружено, что образцы, обработанные КВД, имеют более мелкие зерна, чем образцы, обработанные РКУП [43].

ОТП – это метод механического перемешивания сплавов для получения равноосных мелкозернистых структур [44]. Это ценный способ, который может гарантировать высокую

прочность при значительном повышении пластичности, что может решить традиционную проблему соотношения прочности и пластичности.

Наиболее подходящим методом ИПД с точки зрения промышленного применения является обработка трением с перемешиванием. Этот метод хорошо подходит для деформируемых алюминиевых сплавов, а также на основе этой технологии есть способ соединения, называемый сваркой трением с перемешиванием (СТП), который позволяет соединять заготовки в твердом состоянии. Таким образом применяя данный метод ИПД, возможно подбирать режим сварки трением с перемешиванием.

Использование метода сварки трения с перемешиванием (СТП) для соединения деформированных полуфабрикатов алюминиевых сплавов (в частности, листового проката) в последнее время рассматривается как один из наиболее перспективных методов сварки [45-50]. Особенно это целесообразно по отношению к сплавам системы Al–Cu (2xxx серии). Это связано с тем, что многие высокопрочные алюминиево-медные сплавы (типа Д16) обладают низкой технологичностью при сварке традиционными методами (в частности, аргонно-дуговой), при которых происходит локальное плавление соединяемых деталей [45, 51, 52]. Это приводит к возникновению дефектов сварных швов таких как формирование пористости, растрескиванию при затвердевании и образование ликваций [53-55]. СТП очень гибкий метод сварки, способный соединять два разнородных материала, таких как сплавы меди, цинка, магния, титана, никеля и т.д. [56-60].

Процесс СТП начинается с вращения цилиндрического фрикционного перемешивающего устройства, которое приводится в действие электродвигателем и состоит из двух компонентов: наконечника и заплечника. Вращение заплечника создает трение на границе заготовки и материала инструмента, генерируя тепловую энергию, достаточную для размягчения материала на стыке. Наконечник полностью погружается в соединяемые заготовки, при этом контакт заплечника с их поверхностями устойчиво сохраняется. Одной из функций заплечника инструмента является предотвращение выброса металла из зоны сварки [51]. После получения достаточного количества тепла инструмент перемещают вдоль линии стыка, как показано на рисунке 1.2, размягченный материал одновременно смещается и перемешивается за счет вращения наконечника [46]. Перемещаясь по линии сварки, вращающийся инструмент выдавливает пластичный металл и соединяет заготовки вместе, образуя таким образом герметичное соединение. Хотя заготовки нагреваются, их температуры никогда не достигают точки плавления на протяжении всего процесса. Это устраняет проблемы, связанные с повторной кристаллизацией, такие как пористость сварного шва, охрупчивание, перераспределение растворенных веществ и растрескивание при затвердевании.

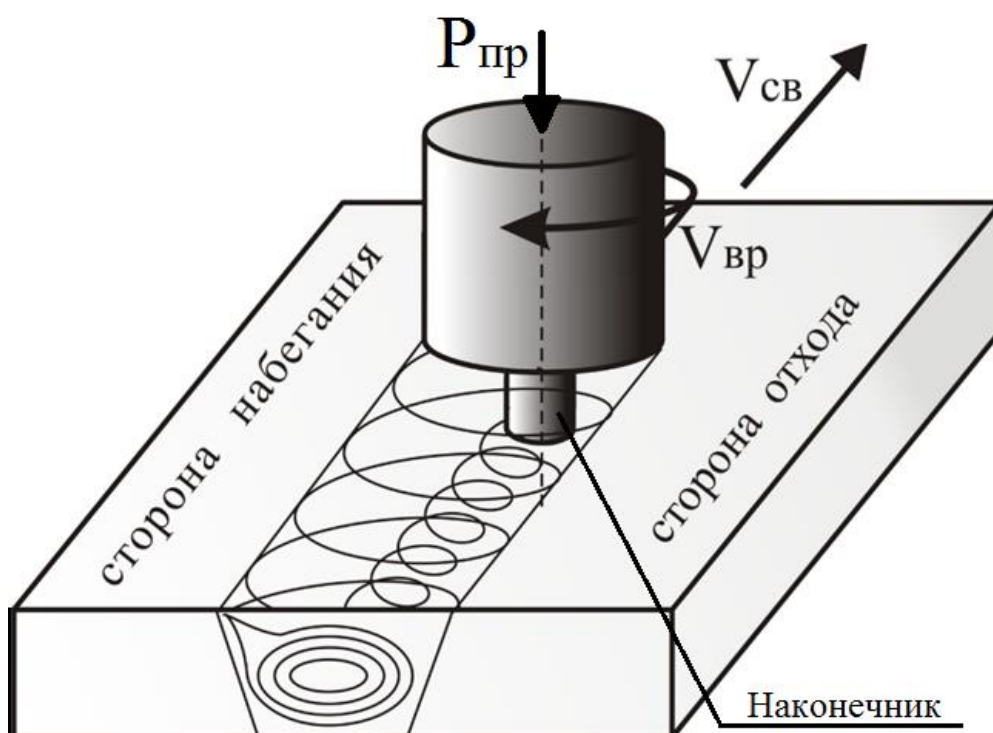
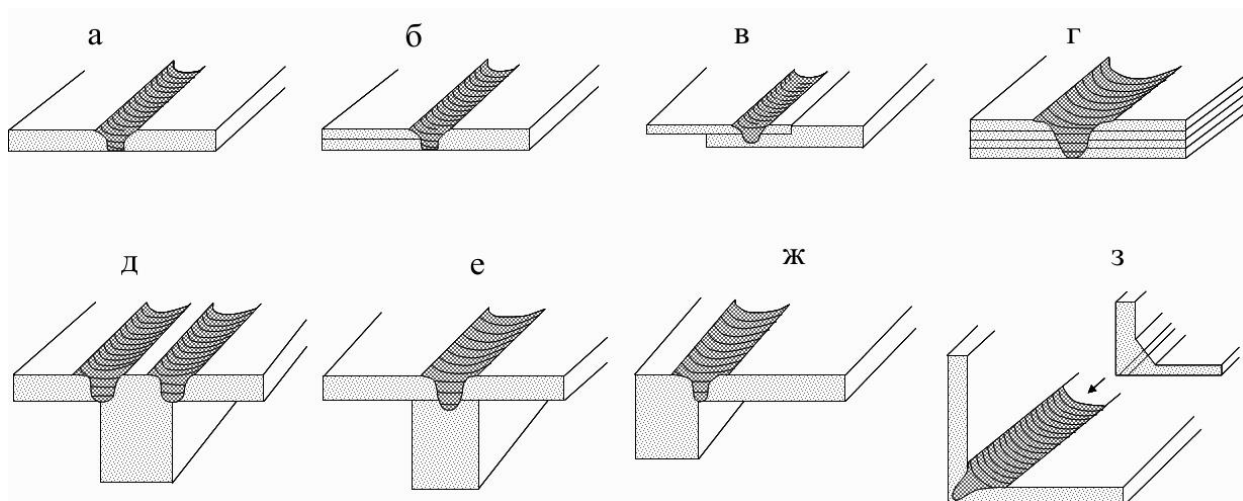


Рисунок 1.2 – Схема СТП

В зоне сварного шва образуется очень мелкая равноосная рекристаллизованная зернистая структура, обладающая характеристиками, присущими материалам участвующим в образовании шва. СТП считается универсальным процессом поскольку позволяет создавать сварные швы с различной геометрией, а именно встык, внахлестку, тавровые и угловые соединения, см. рисунок 1.3 [51].

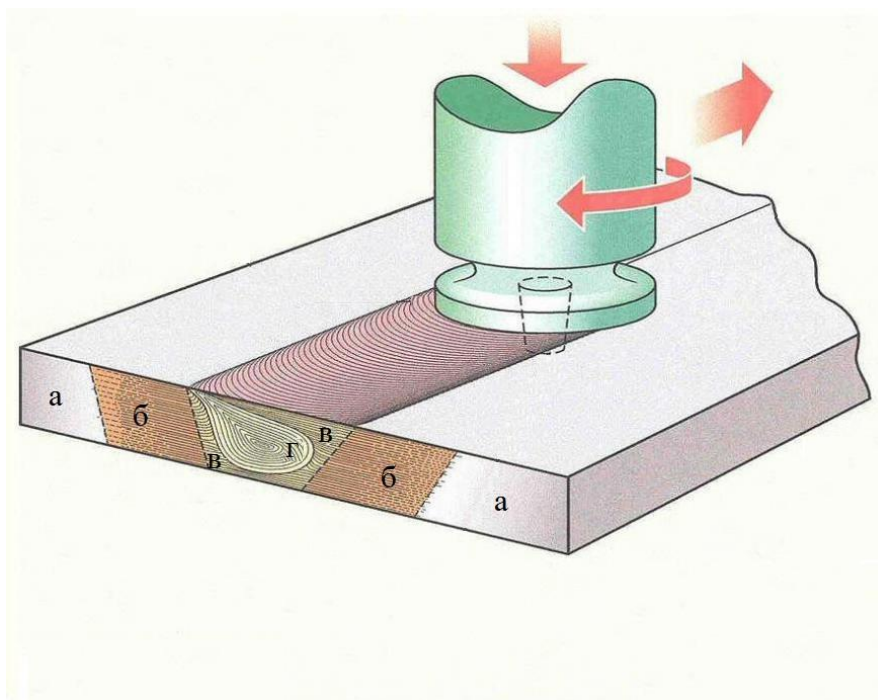


а - стыковое, б - нахлестно-стыковое, в - нахлестное, г - многослойное нахлестное, д - двухпроходное тавровое, е - тавровое прорезное, ж,з - угловое
Рисунок 1.3 – Типы соединений, выполняемых сваркой трением с перемешиванием

Несколько других преимуществ сварки трением с перемешиванием по сравнению с традиционными сварочными процессами заключаются в том, что она позволяет избежать негативные явления, такие как образования дыма, вспышки дуги, разбрызгивания и загрязнения [51]. В случае проведения процесса соединения заготовок при низкой температуре и невысоких скоростях деформации, способствует снижению остаточных напряжений образуются небольшие остаточные напряжения. Увеличение количества проходов во время СТП приводит к равномерному распределению нерастворимых частиц в металлической матрице. Кроме того, это приводит к улучшению энергопоглощающих и свойств естественных металлических композитов [61]. За счет увеличения скорости вращения инструмента и осевого усилия СТП, как правило увеличивается прочность и относительное удлинение сварного соединения, а уменьшение скорости продольного перемещения сводит к минимуму высокотемпературные дефекты [47].

1.2.2 Формирование различных зон сварки при СТП

Нагрев от трения и пластическая деформация, вызванная вращением и перемешиванием инструмента СТП, образуют различные зоны, называемые основным материалом (ОМ), зоной термического влияния (ЗТВ), зоной термомеханического воздействия (ЗТМВ) и зоной перемешивания (ЗП). Каждая зона сварки имеет определенные микроструктурные характеристики, которые определяют качество и свойства сварного соединения. Как показано на рисунке 1.4, ЗТМВ расположена между ЗТВ и ЗП; зерна ЗТМВ сохранили микроструктуру, но находятся в вытянутом и деформированном состоянии [51].



а - основной металл, б - зона термического влияния, в - зона термомеханического влияния, г - зона перемешивания

Рисунок 1.4 – Зоны сварки трением с перемешиванием

Наиболее сильно деформированной и динамически рекристаллизующейся зоной является зона перемешивания, которая имеет наименьшее значение твердости среди остальных зон сварного шва, несмотря на равноосную структуру зерен [45]. Во время СТП из двух разнородных материалов, нержавеющей стали 430 и алюминиевого сплава 6061, ЗП представляет собой композитную структуру алюминиевого сплава, упрочненного частицами нержавеющей стали [62].

ЗТВ известна как наименее прочная область, так как материалы в этой зоне подвергаются только термическому воздействию, и поэтому для улучшения механических свойств сварка может проводиться под водой для контроля уровня температуры [63]. Таким способом была решена проблема, связанная с образованием интерметаллических соединений во время сварки алюминиевого сплава 6061-T6 с чистой медью [64]. Также образование соединения алюминиевого сплава 2219-T6 под водой с оптимизированными параметрами, позволило получить предел прочности сварного шва равный 360 МПа, что на 10 % выше, чем при сварке без принудительного охлаждения [65].

Материалы в ЗТМВ пластически деформируются, а также подвергаются термическому воздействию, тогда как в ЗТВ материалы не испытывают пластически деформации. В ЗТМВ наблюдалось удлинение зернистой структуры и инициирование рекристаллизации, что способствовало увеличению прочности соединения на растяжение

[66]. При соединении нержавеющей 316L и алюминиевого сплава 5083, максимальная твердость наблюдалась в ЗТМВ [67].

1.2.3 Параметры, влияющие на сварное соединение СТП

Такие параметры, как осевая сила, скорость вращения, поперечная скорость и конструкция инструмента, определяют структурные и механические характеристики соединений сварки трением с перемешиванием. Также эти параметры процесса считаются определяющими и для образования дефектов сварки [68]. Наивысшая прочность латунных соединений была достигнута путем оптимизации параметров [69]. Чтобы избежать дефектов таврового соединения алюминиевых сплавов АА6082-Т6 и АА5083-Н111 отношение скорости вращения к поперечной скорости движения инструмента необходимо поддерживать выше 16, но более высокое соотношение может приводить к образованию вторичных выделений в зоне перемешивания, что может привести к снижению механических свойств сварного соединения [47]. Для достижения наивысшего качества сварных соединений необходимо досконально понимать влияние технологических параметров в процессе СТП.

Осевая сила

Осевое усилие оказывает существенное влияние на размер зерен в зоне шва, количество дефектов и механические свойств соединения в зоне перемешивания, что в последующем влияет на свойства шва. Высокая осевая сила вызывает увеличение температуры в зоне перемешивания с повышенным потоком деформированного материала, в то время как более низкая осевая сила приводит к снижению генерируемого тепла и давления [46]. При сварке трением с перемешиванием магниевых сплавов приложение осевой силы 5 кН показало повышение предела прочности при растяжении и твердости в результате более мелкозернистой структуры в зоне перемешивания [70]. За счет увеличения осевой нагрузки была улучшена, вытянутая деформированная зеренная структура алюминиевого сплава 7020-Т6, до мелких рекристаллизованных зерен. Повышенная осевая нагрузка также привела к получению бездефектных сварных соединений с показателями прочности, составляющими 84 % от основного материала [71].

Скорости сварки

Скорость сварки, иногда также называемая продольной скоростью движения инструмента, движущегося параллельно линии стыка, определяет несколько параметров сварки, которые, влияют на свойства шва. При снижении скорости сварки алюминиево-

магниевых сплавов наблюдались образования тонкого слоя жидкой фазы. Появление жидкости, вызвало проскальзывание инструмента и снижение нагрева от трения, что в дальнейшем приводило к дефекту растрескивания и образованию при затвердевании хрупких интерметаллических соединений (ИС), таких как Al_3Mg_2 и $Al_{12}Mg_{17}$, что значительно снизило прочность соединения [72]. В другом исследовании с увеличением скорости сварки пластин из алюминиевого сплава 7050-T7451 в зоне перемешивания и ЗТМВ образовалась структура с зёрнами меньшего размера, вследствие чего повысилась прочность на растяжение [73].

Скорость вращения инструмента

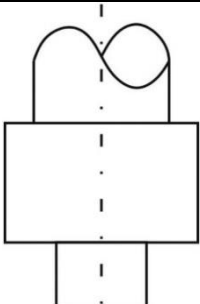
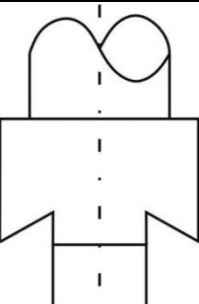
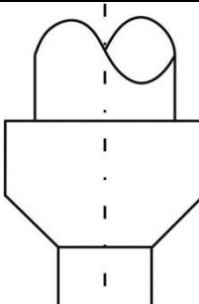
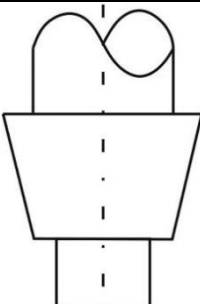
От скорости вращения инструмента во время СТП зависит тепловыделение на поверхности образца, что в свою очередь существенно влияет на структуру материала в зоне сварки. Скорость вращения инструмента является наиболее важным фактором для достижения высокой прочности на растяжение и относительного удлинения [46, 47, 51]. При получении Т-образного соединения методом СТП из алюминиевого сплава AA6063-T6 была выявлена прямая зависимость предела прочности на растяжение от скорости вращения инструмента в диапазоне 1000 об/мин - 1800 об/мин. Увеличение скорости вращения инструмента привело к повышению прочности соединения [74]. В другом случае, несколько различных образцов листа из алюминиевого сплава 5052-О толщиной 3 мм были сварены трением с перемешиванием при различных скоростях вращения инструмента 800 об/мин – 3000 об/мин, при постоянной скорости сварки 120 мм/мин. Было замечено, что соединение, изготовленное при скорости вращения 1000 об/мин, показало наибольшую прочность, равную 74 % от прочности основного материала [75].

Геометрия инструмента

Инструмент СТП состоит из цилиндрического вращающегося заплечника с резьбовым штифтом, называемым наконечником. Функции инструмента включают в себя генерирование тепла, перемешивание материалов, диспергирование оксидных слоев, создание давления на заготовку, предотвращение сварочного облоя на поверхности соединяемых деталей и устранение дефектов, таких как поры, утонение листа или дефекты зацепления. Качество сварки и износ инструмента — два важных аспекта, которые учитываются при выборе материала инструмента. Свойства материала инструмента, а именно прочность, вязкость разрушения, твердость, теплопроводность и коэффициент теплового расширения, являются основными параметрами, от которых зависит выбор инструмента [76].

Геометрия заплечника в значительной степени принимается во внимание при разработке инструмента для процесса СТП, поскольку она влияет на подводимую энергию, характер деформации, осевую силу, микроструктуру и, следовательно, на механические свойства соединений. Кроме того, геометрия заплечника инструмента оказывает существенное влияние на образование дефектов сварки. Контактная поверхность заплечника инструмента генерирует большую часть тепла и, находясь в тесном взаимодействии с заготовками, регулирует область течения металла, что в дальнейшем определяет качество сварного шва. Критерии проектирования контактной поверхности заплечика инструмента основаны на использовании крутящего момента, рассчитанного по скорости теплопередачи и скорости подачи материала [77]. Большой диаметр значительно увеличивает количество тепловыделения на поверхности и уменьшает осевое напряжение [78]. В таблице 1.1 представлены несколько различных типов геометрии заплечика инструмента, их влияние на свойства сварного соединения и недостатки.

Таблица 1.1 - Различные типы буртика инструмента СТП [66]

Типы запечников инструмента СТП	Плоский	Вогнутый	Выпуклый	Конический
Геометрия запечника				
Преимущества	Требуется низкий крутящий момент шпинделя	Благоприятный поток материала, повышенная целостность зоны перемешивания	Позволяет сваривать материалы со сложной поверхностью и подходит для соединения листов толщиной менее 1 мм.	Отличный внешний вид сварного шва
Недостатки	Материал может выдавиться из зоны сварки	Иногда требуется наклон инструмента	Низкое качество поверхности сварного шва и целостность соединения	Уменьшенная поверхность сварного шва

Геометрия наконечника инструмента оказывает существенное влияние на процесс СТП, поскольку он является элементом, который локализует выделение тепла и регулирует поток материала за счет перемешивания. Несколько различных геометрий штифтов инструмента показаны на рисунке 1.5.

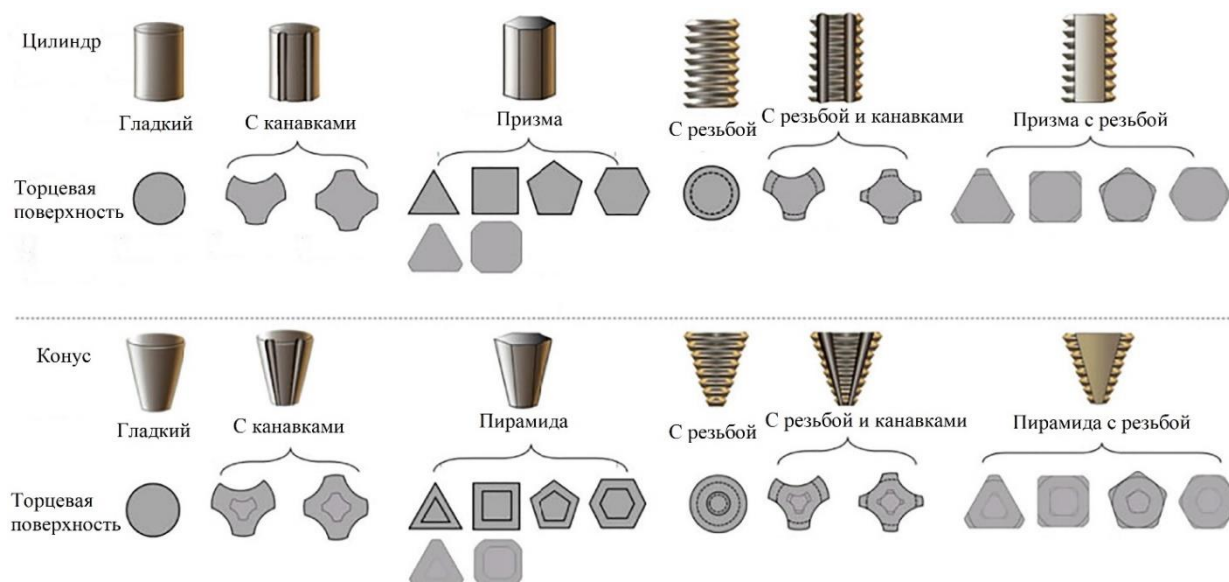


Рисунок 1.5 – Геометрия штифтов инструмента для СТП

При использовании конического штифта с резьбой для стыкового соединения алюминиевого сплава AA6061, был получен бездефектный сварной шов с твердостью 90 % по отношению к основному материалу [79]. Для сварки алюминиевого сплава AA2198-T4 внахлест использовали цилиндрический наконечник, что обеспечило образование большой зоны перемешивания. Конические штифты в свою очередь, обладая меньшей площадью поверхности, обеспечивали равномерное распределение температуры [64]. Инструмент с треугольным штифтом эффективно увеличивает поток материала по сравнению с цилиндрическими штифтами, что повышает прочность сварного соединения [80, 81].

1.2.4 Различные модификации метода СТП

Некоторые недостатки метода сварки трением с перемешиванием могут быть частично или полностью устранены с помощью внешнего воздействия. Ниже описаны некоторые из недавних способов модификации метода СТП касающиеся улучшения свойств сварного шва.

Для алюминиевого сплава AA2519-T87 обычно не применяют сварку плавлением из-за возникновения горячего растрескивания и ликваций. Для улучшения качества сварного соединения был применен процесс подводной сварки трением с перемешиванием, который снижает негативные эффекты от температурного воздействия путем погружения инструмента и заготовки в воду, как показано на рисунке 1.6 [82].

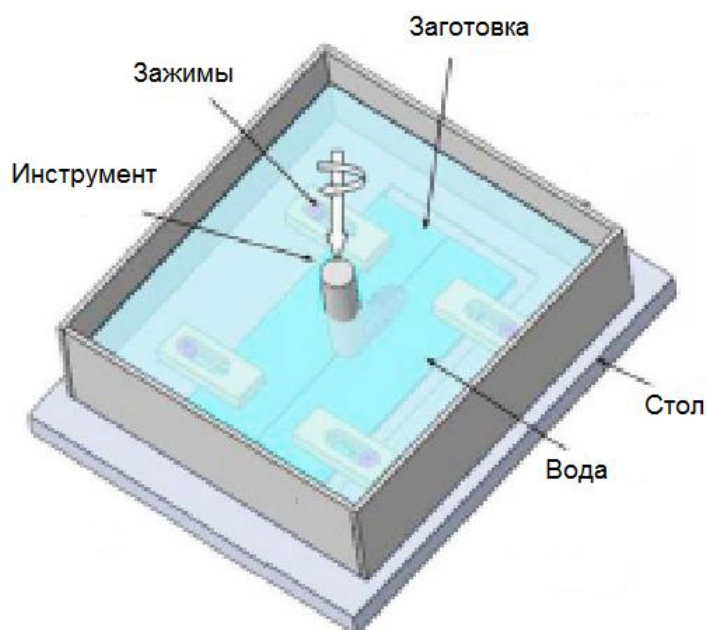


Рисунок 1.6 – Сварка трением с перемешиванием под водой

Алюминиевые листы сплава АА2014 были сварены с использованием водяного охлаждения через форсунки, как показано на рисунке 1.7. Таким образом, было получено соединение с повышенными показателями прочности, а благодаря уменьшению зоны термического влияния, область минимальной твердости была смещена к центру сварного шва. Также вследствие использования водяного охлаждения была улучшена коррозионная стойкость соединения. [83].

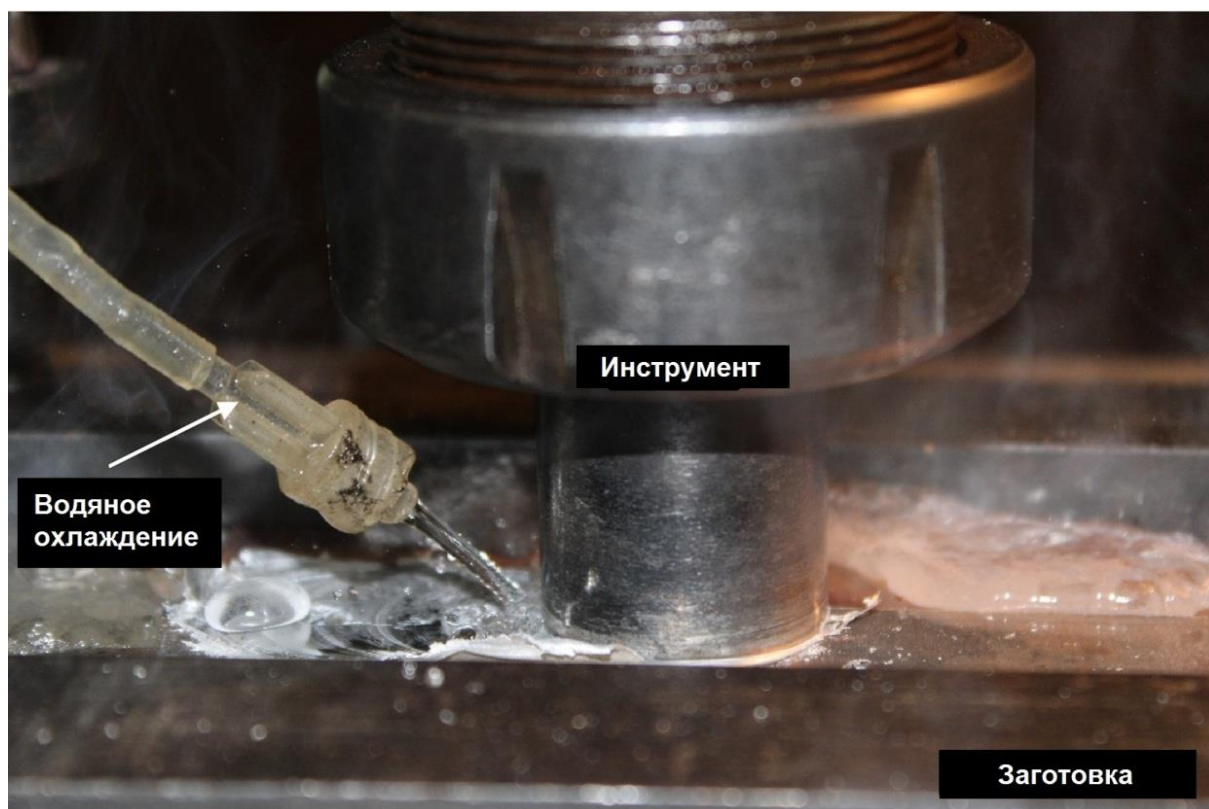


Рисунок 1.7 – СТП с водяным охлаждением

В другом исследовании производили соединение магниевого листа сплава AZ31 с листом алюминиевого сплава 5083 методом СТП с охлаждением жидким азотом. Благодаря применению охлаждения в сварном соединении было снижено количество хрупких интерметаллических включений, которые способствуют образованию трещин, также это позволило получить более качественную мелкозернистую структура, оба этих фактора положительно повлияли на прочностные свойства сварного соединения. [84]. Модифицированный процесс СТП, называемый вибрационной сваркой трением с перемешиванием (ВСТП), был применен для соединения листов алюминиевого сплава 5052. Это позволило повысить свойства прочности и пластичности. В процессе ВСТП, как показано на рисунке 1.8, происходит механическое встряхивание, сопровождаемое вращением инструмента поперек линии сварки, таким образом, происходит увеличение деформации зоны сварки. Это приводит к повышению механических свойств за счет уменьшения размера зерна в зоне сварного шва. [85].

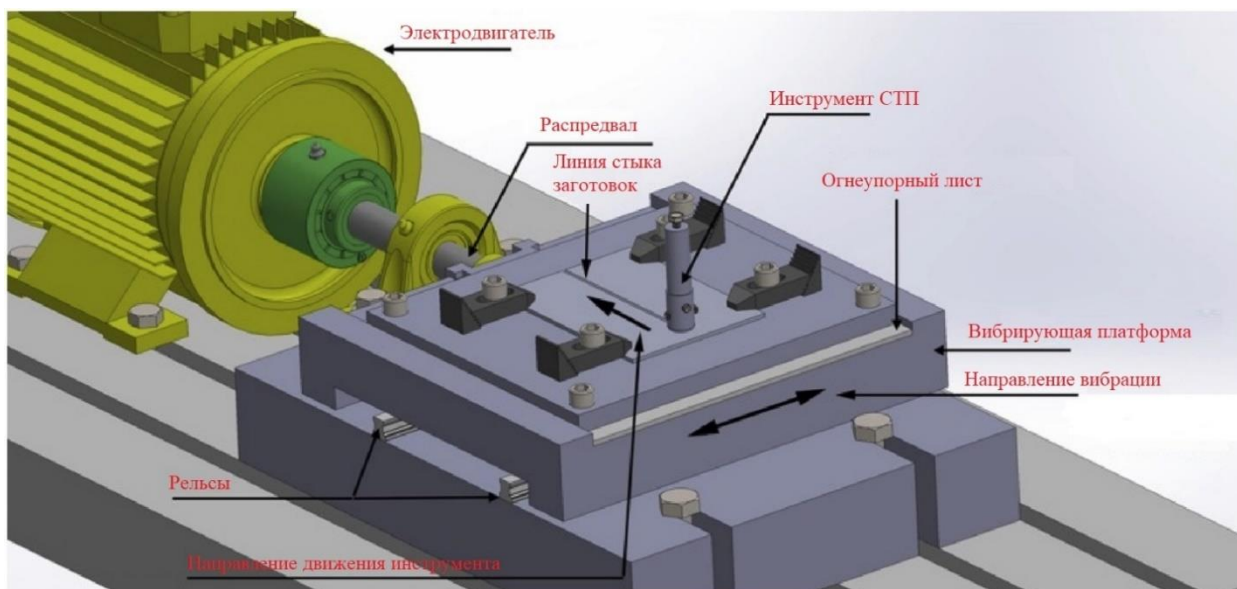


Рисунок 1.8 – Схема процесса ВСТП

Ультразвуковые колебания, действующие на соединяемые листы перед вращающимся инструментом во время сварки трением с перемешиванием, снижают крутящий момент, поперечное и осевое усилие. Также ультразвук создает незначительный эффект предварительного нагрева в зоне сварки, схема изображена на рисунке 1.9. Применяв данный метод для сварки листов алюминиевого сплава 6061-T6 с листами сплава 2024-T3, было обнаружено, что ультразвуковые колебания улучшают поток материала по обе стороны от линии стыка и снижают количество внутренних дефектов сварных швов [86]. Помимо этого, сообщается, что в зоне перемешивания СП при воздействии ультразвуковых волн происходит поглощение нерастворимых интерметаллических частиц с последующим осаждением когерентных метастабильных фаз [87].

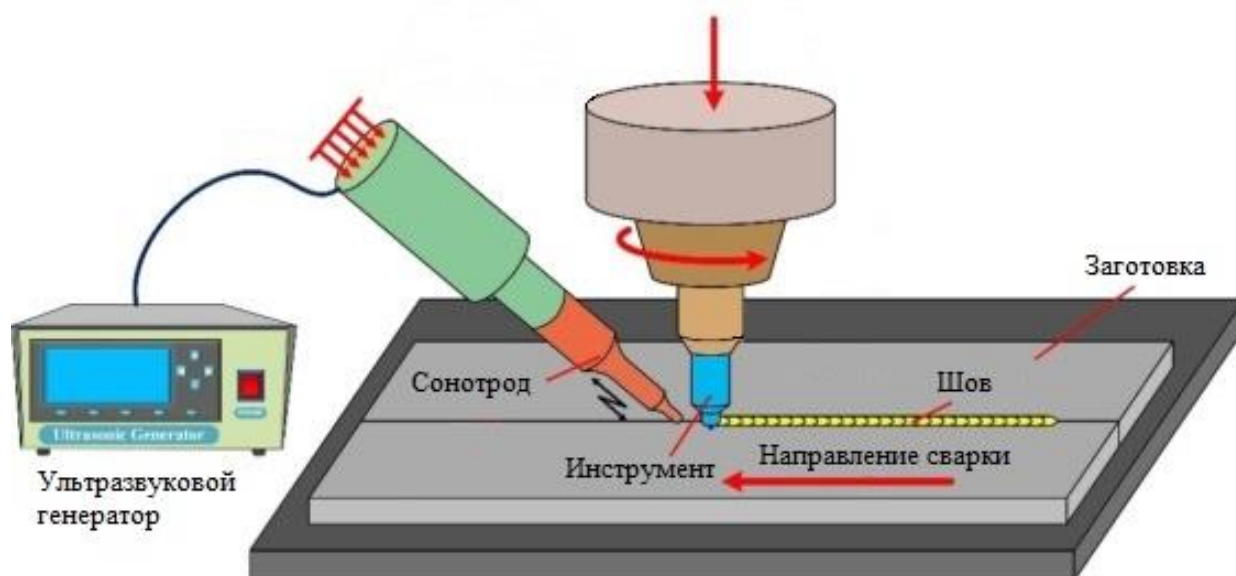


Рисунок 1.9 – Схема СТП с обработкой ультразвуком

СТП алюминиевого сплава (6061-T6) обрабатывали ультразвуковыми колебаниями, что приводило к усилению процесса рекристаллизации в деформированной зоне. Лучшая рекристаллизация в результате сварки трением с перемешиванием с усилением ультразвуковой вибрации вызывает измельчение зерна и трансформацию ориентации зерна вдоль направления оси центра сварного шва [88]. Применение стационарной сварки трением с перемешиванием (ССТП) сокращает ширину ЗТВ, что обеспечивает абсолютное распределение температуры и течение материала в зоне перемешивания, схема изображена на рисунке 1.10. Выделение тепла обеспечивается исключительно действием вращающегося наконечника, который уменьшает остаточные напряжения [89].

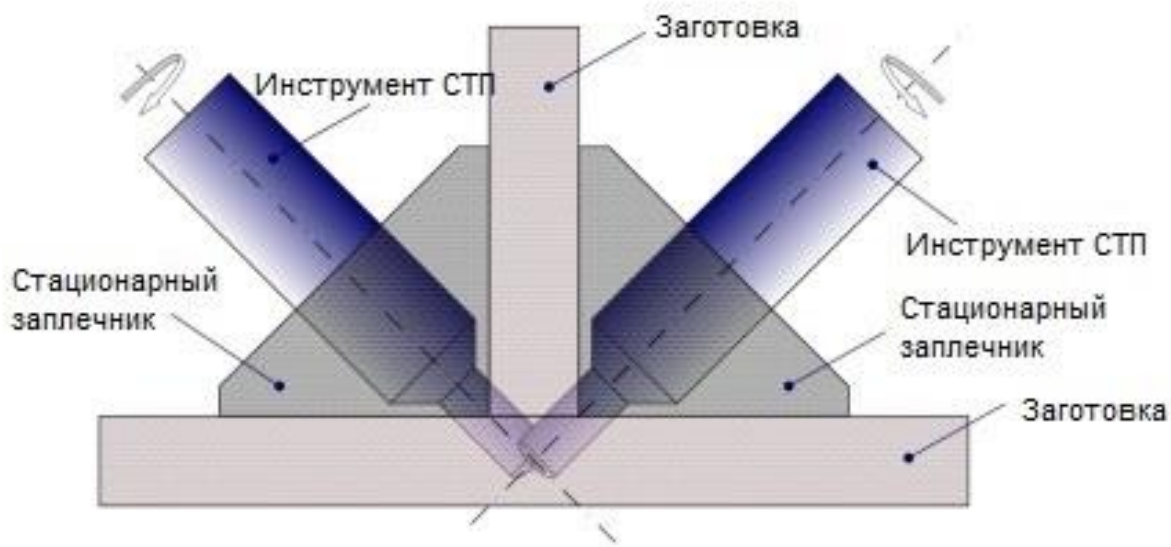


Рисунок 1.10 – Схема стационарной сварки трением с перемешиванием

Соединение алюминия и меди внахлестку было выполнено с использованием ССТП для устранения проблем, связанных с дефектом зацепления и образованием интерметаллических соединений (ИМС) вокруг фрагментов меди. ССТП способствует меньшему выделению тепла при высоких скоростях вращения инструмента [90].

1.2.5 Особенности микроструктуры после СТП термически упрочняемых алюминиевых сплавов

СТП подходит для соединения алюминиевых сплавов, особенно тех, которые обычно считаются несвариваемыми, например, алюминиевые сплавы 2XXX (типа Д16) и 7XXX серий (типа В95).

Дисперсионно упрочняемый алюминиевый сплав 2024 обладает повышенной прочностью за счет выделения фазы Al_2CuMg при растворении и искусственном старении. В дисперсионно-упрочненных сплавах наблюдается ухудшение механических свойств в зоне сварного шва из-за растворения и роста упрочняющих выделений во время термического воздействия [46, 51]. Хотя соединения СТП обеспечивают лучшую эффективность по сравнению с процессами сварки плавлением, разрыв между значениями прочности основного металла и металла шва велик [91]. СТП вызывает размягчение соединений и приводит к ухудшению механических свойств. Чтобы восстановить потерю механических свойств в зоне сварки, одним из вариантов является перезакалка [51].

Упрочняемые старением алюминиевые сплавы 2024 в состоянии отпуска Т4 содержат мелкие упрочняющие выделения. Эти выделения становятся крупными в зоне сварного шва после процесса СТП, что, приводит к значительной разнице в механических свойствах сварного шва, это отрицательно сказывается на характеристиках соединения. После закалки происходят значительные изменения микроструктуры соединения. В зоне перемешивания наблюдались крупные зерна размером от нескольких сотен микрон до нескольких миллиметров, как показано на рисунке 1.11 [91].

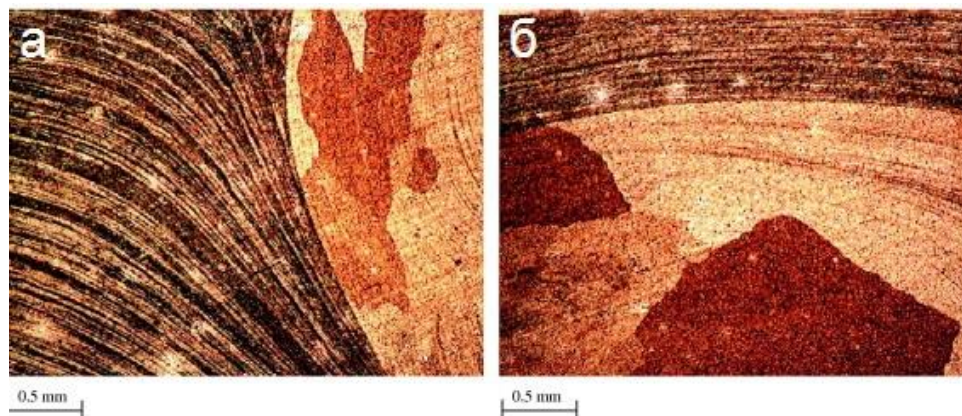


Рисунок 1.11 – Структура зоны перемешивания после закалки

Этот вид микроструктурной нестабильности был идентифицирован как аномальный рост зерен. Рост зерна, по-видимому, является естественным следствием термической обработки [92]. Основные факторы, приводящие к аномальному росту зерен в зоне сварки трением с перемешиванием, связаны с неоднородным характером деформации в процессе перемешивания. Этот нежелательный эффект способствует существенной деградации служебных характеристик сварных конструкций и, таким образом, может привести к их преждевременному разрушению [93].

Во время СТП, сплавов серии 7xxx, легирующие элементы растворяются перед динамической рекристаллизацией в зоне перемешивания [94]. При последующем охлаждении происходит выделение упрочняющих фаз в грубом виде, преимущественно на границах зерен. Большинство зерен в ЗП имеют переориентацию границ с высоким углом, т.е. более 15° [51]. Нуклеация и огрубение упрочняющих фаз ниже на границах зерен с большим углом разориентации.

В некоторых частях ЗП можно наблюдать высокую плотность дислокаций [51]. При повышенных температурах зоны с высокой плотностью дислокаций способствуют диффузии элементов [94]. Во время охлаждения упрочняющие фазы выделяются в зоне

перемешивания и в последствии демонстрируют более быстрый рост за счет более высокой подвижности растворенных элементов в сплаве 7050 [95].

Попытка ограничить снижение прочности во время СТП сплавов 7xxx серии была предложена путем контроля температуры и тепла, выделяемых в процессе СТП. Были проведены обширные параметрические исследования, изменяя скорости вращения и продольного перемещения инструмента, чтобы избежать чрезмерного нагрева и размягчения [94]. Было показано, что прочность сварного шва после СТП может составлять порядка 75 % от прочности основного материала [94]. Несмотря на повышение предела прочности, предел текучести сварного шва все ещё значительно снижается по сравнению с состоянием T6.

Явление вторичной рекристаллизации с аномальным ростом зерен не ограничивается областью сварного шва. Вторичная рекристаллизация также происходит в экструдированном материале [51]. Экструзия создает композитную микроструктуру с мелкими перекристаллизованными полосами зерен, чередующимися с деформированными и восстановленными зёрнами. Экструдированные мелкозернистые структуры чувствительны к рекристаллизации и огрублению во время закалки. Обычно рекристаллизация происходит в очень короткие сроки [95]. Действительно, 5 мин при температуре закалки на экструдированном образце 7050 уже достаточно для запуска аномального роста зерен [95].

1.3 Жаропрочные деформируемые алюминиевые сплавы

1.3.1 Повышение жаропрочности деформируемых сплавов

Обоснованием теоретических положений жаропрочности металлических сплавов занимались многие отечественные и зарубежные исследователи, среди которых значительный вклад в исследование этой темы внес А.А. Бочвар [96].

Как показали многолетние исследования, практически все алюминиевые сплавы демонстрируют термическую нестабильность, и их свойства зависят от температуры и времени эксплуатации [97]. Даже сплавы, используемые при комнатной температуре (например, в авиации), подвергаются воздействию солнечного излучения, аэродинамического нагрева или тепла от двигателей, что может привести к ухудшению свойств в течение срока службы [98]. Поэтому повышение температурного диапазона работы и увеличение долговечности алюминиевых сплавов при высоких температурах является важной инженерной задачей [99].

Ограниченная термостойкость алюминиевых сплавов – ключевой технологический барьер, препятствующий их более широкому применению в высокотехнологичных

отраслях, таких как автомобилестроение, судостроение и аэрокосмическая промышленность, где алюминий ценится за невысокую плотность. Однако потенциал алюминиевых сплавов с улучшенной высокотемпературной прочностью значителен: они могут стать конкурентоспособной альтернативой более дорогим титановым и никелевым сплавам. В связи с этим, в контексте растущего стратегического значения легких конструкционных материалов, исследования, направленные на повышение термостойкости алюминия, приобретают первостепенное значение.

Легирование алюминиевых сплавов переходными металлами (Mo, Zr, Ni, Cr, Mn и др.) значительно повышает их жаропрочность и термическую стабильность. Это достигается за счет усиления межатомных связей, снижения самодиффузии алюминия, повышения устойчивости зон Гинье-Престона и метастабильных фаз, а также контроля роста и коагуляции стабильных фаз. Все эти факторы препятствуют движению дислокаций, что и обуславливает повышение жаропрочности. Силу межатомной связи можно оценить по температуре плавления, энергии сублимации и температурному коэффициенту линейного расширения. [96, 100]

Добавление небольших количеств Sc, Zr, Er и других редкоземельных или переходных элементов к алюминиевому сплаву для микролегирования может привести к образованию структуры $L_{12} Al_3X$ (X - вышеупомянутые Sc, Zr и другие редкоземельные или переходные элементы), выделяющейся в матрице α -Al [110, 111]. Осажденная фаза этой структуры образует когерентную границу раздела с алюминиевой матрицей, что оказывает сильное влияние на эффект закрепления дислокаций внутри зерен. В то же время, поскольку скорость диффузии этих редкоземельных элементов / переходных элементов в алюминиевой матрице чрезвычайно низкая, а растворимость в твердом состоянии меньше, чем у основных легирующих элементов, таких как Cu и Mg, образовавшаяся дисперсионная фаза Al_3X по-прежнему обладает превосходной стабильностью при 300 °C.

Разработанные сплавы на основе Al-Sc-Zr могут образовывать метастабильные фазы частиц Al_3Zr и $Al_3(Sc, Zr)$ при относительно высоких температурах [101, 102]. Она представляет собой осажденную частицу Al_3Sc , обернутую слоем фазы Al_3Zr , образующей структуру "ядро-оболочка" из обогащенной Sc сердцевины и Zr-оболочки, которая может эффективно предотвращать огрубление как самой по себе, так и зерен матрицы сплава.

Другой жизнеспособной стратегией повышения термостойкости деформируемых алюминиевых сплавов является микролегирование различными элементами сплавов системы Al-Cu для стабилизации упрочняющих метастабильных θ' выделений. Например, 0,18%-ная добавка Sc образует термически стабильный осадок Al_3Sc , в котором атомы Sc имеют тенденцию выделяться в матрице на границе раздела α -Al/ θ' [103]. Такая совместная

стабилизация двух различных выделений обеспечивает превосходные высокотемпературные свойства сплавов Al-Cu с добавлением Sc [104]. Микролегирование Zr обеспечивает такой же эффект, что и Sc. Zr образует стабильные осадки Al_3Zr со структурой $L1_2$, которые могут выступать в качестве гетерогенного центра зарождения для θ'' выделений, создавая, таким образом, более мелкомасштабную микроструктуру сплавов Al-Cu-Zr [105]. Полученный сплав демонстрирует превосходную термостойкость до 250-300 °C. Сообщается, что в сплавах Al-Cu-Mg 0,09–0,13 мас.% Mg ускоряет образование θ' выпадает осадок, и полученный сплав демонстрирует превосходную термическую стабильность при 300 °C в течение 1000 часов [106].

В целом, в прошлом предпринимались многочисленные попытки разработать высокотемпературные алюминиевые сплавы, в основном путем микролегирования различными элементами. Однако большинство этих попыток показали определенные недостатки. Рабочую температуру полученных сплавов нельзя было повысить выше 300 °C при длительном воздействии. Кроме того, использование редкоземельных элементов, препятствует их промышленному применению и коммерческой жизнеспособности.

1.3.2 Термически стабильные сплавы типа АЛТЭК

В последние 10 лет было представлено обоснование возможности создания нового поколения высокотехнологичных деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-Cu-Mn, которые обладают повышенной прочностью и термостойкостью. Сплавы этой системы с концентрацией легирующих компонентов Cu и Mn находящейся в диапазоне 1,5-2% называются АЛТЭК [107-116].

Сплавы типа АЛТЭК не подходят под современную классификацию термически упрочняемых или не упрочняемых сплавов, поскольку как-токовая операция «закалка» отсутствует в технологическом процессе производства данных сплавов. Но с другой стороны, в этих сплавах образуется пересыщенный твердый раствор в процессе литья, поэтому для получения наиболее благоприятного состояния требуется отжиг, который можно классифицировать как искусственное старение.

В сплавах системы Al-Cu-Mn при концентрации меди и марганца порядка 1,5-2% во время отжига в зависимости от температуры образуются мелкодисперсные вторичные выделения фаз Al_6Mn и $Al_{20}Cu_2Mn_3$, которые обладают термической стабильностью и способствуют сдерживанию рекристаллизации. В литой структуре вторичные выделения икосаэдрической I-фазы Al_6Mn начинают образовываться при температурах свыше 300 °C, но поскольку диффузия марганца в твердом растворе алюминия слишком низкая, для выделения дисперсоидов при этой температуре требуется более 100 часов [117]. Во время

отжига при температуре 350 °С достаточно 8 часов для выделения I-фазы, ее размер варьируется от 30 до 50 нм в зависимости от режимов обработки. При повышении температуры отжига до 400 °С начинает образовываться орторомбическая T-фаза $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, ее размер чаще всего не превышает 100 нм, эта фаза является стабильной при данной температуре. При 1,5-2% меди и марганца объемное содержание дисперсоидов T-фазы достигает 7-8%, что оказывает значительное влияние на стабильность сплавов данной композиции при температурах до 400 °С [111].

В исследованиях сплавов АЛТЭК с использованием программы Thermo-calc было установлено, что увеличение концентрации меди сдвигает границу образования первичных кристаллов Mn-содержащих фаз в сторону более низких концентраций марганца [118]. Ограничение концентрации меди на уровне 2% является целесообразным, поскольку большее её количество не только не приводит к повышению термической стабильности и механических свойств, но и способствует их снижению [119].

В более ранней работе [107] проводилось сравнение механических характеристик листов сплава $\text{Al-1,5\%Cu-1,5\%Mn-0,2\%Zr-0,1\%Sc}$ и листов марочного сплава 2219-T6 до и после отжига при температуре 300 °С. В результате этих исследований было установлено, что механические свойства холоднокатаных листов экспериментального сплава, после отжига, выше, чем у листов марочного сплава, это говорит о более высокой термической стабильности сплавов системы $\text{Al-1,5\%Cu-1,5\%Mn-0,2\%Zr-0,1\%Sc}$.

В работе [120] проводили сравнение механических свойств листов сплава $\text{Al-2\%Cu-2\%Mn-0,4\%Si-0,2\%Zr}$ и листов марочного сплава 2219-T6 полученных при разных режимах термомеханической обработки до и после отжига при температуре 350 °С. Как и в вышеупомянутом исследовании в данной работе было установлено, что механические характеристики сплава типа АЛТЭК выше, чем у марочного сплава 2219 после отжига. Более того механические характеристики сплава $\text{Al-2\%Cu-2\%Mn-0,4\%Si-0,2\%Zr}$ оказались выше, чем у сплава с добавкой дорогостоящего скандия.

Также для сплавов системы Al-Cu-Mn проводились исследования с повышенными концентрациями Si и Fe, в которых было продемонстрировано, что при концентрациях железа и кремния не превышающих 0,4% не происходит существенного ухудшения технологичности. Часть кремния и все железо идет на образование эвтектической фазы $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, которая имеет скелетообразную морфологию, наиболее благоприятную среди железосодержащих фаз. С повышением концентрации железа и кремния количества марганца в составе твердого раствора снижается не значительно и остается на уровне 1,5% при концентрациях железа и кремния до 0,4% [108].

1.4 Вторичная переработка алюминиевых сплавов

1.4.1 Введение

Во всем мире на производство алюминия приходится ~3% всех выбросов парниковых газов (~15% всех выбросов в промышленном секторе), при этом эквивалент углекислого газа составляет около 1,1 Гт в год [121-123]. Алюминий при первичном производстве генерирует около 12–16,5 т парниковых газов на тонну произведенного металла [121, 124–127]. Большинство этих выбросов происходит из-за того, что ~50% электроэнергии, используемой для электролиза, производится из ископаемого топлива [121, 125]. Синтез алюминия также создает множество вредных побочных продуктов при добыче и электролизе [124]. Это влияние усиливается из-за роста населения и потребления алюминия на душу населения, что обусловлено несколькими современными тенденциями в области транспорта, урбанизации, электрификации и производства.

Алюминий является бесконечно перерабатываемым материалом [128-131]: сегодня около 75% всего алюминия, произведенного в истории, все еще используется [132, 133]. Вторичная переработка включает в себя переплавку металла, которая требует всего ~5% энергии, используемой для производства первичного алюминия [134]: первичный синтез алюминия из руд расходует 45 кВт·ч/кг, в то время как переплавка алюминиевого лома расходует всего 2,8 кВт·ч/кг из-за низкой температуры плавления (660 °C) [135, 136].

Огромные различия между первичным производством и вторичной переработкой с точки зрения выбросов парниковых газов и энергопотребления делают алюминиевые сплавы, важными объектами для исследований [137 – 139].

Химический состав является основной проблемой при переработке алюминия. Лом алюминиевых сплавов не всегда удастся полностью отсортировать по маркам, поэтому часто производство вторичного алюминия происходит из смеси сплавов с разными легирующими компонентами [140]. По этой причине становится довольно проблематично контролировать уровень примесей, а также трудно получить целевой состав сплава. В результате переработки могут быть получены как деформируемые, так и литейные сплавы. Литейные сплавы обычно имеют более высокое суммарное содержание легирующих компонентов, чем деформируемые [141].

Деформируемые сплавы обычно производят в виде экструзионных заготовок и прокатных слитков, в основном из чистого и отсортированного лома деформированных сплавов. [142].

Свойство алюминия поглощать посторонние и нежелательные элементы, которое обычно не описывается в международных стандартах, иногда является препятствием. Удалять загрязненные элементы из ванны с расплавом непрактично. В настоящее время

используются два возможных решения: понижение качества и разбавление. При понижении качества низколегированный лом используется для получения сплавов с более высоким содержанием легирующих веществ, в то время как при разбавлении расплавленный лом разбавляется первичным алюминием или низколегированным ломом, чтобы снизить концентрацию элементов ниже предельных уровней.

Эти стратегии постепенно приведут к образованию излишков лома, не подлежащих вторичной переработке, если не будут рассмотрены другие решения [143]. Альтернативы могут быть связаны с большей стандартизацией коммерческих сплавов и, по возможности, более широкими пределами допустимых примесей. [144].

Рациональным решением является повышение эффективности переработки алюминия в производственной цепочке, которая включает процесс плавки, а также несколько предварительных обработок лома, таких как сортировка, измельчение и термическая обработка. Все эти этапы приводят к увеличению затрат, но, с другой стороны, они улучшают качество лома с точки зрения выхода металла и возможности вторичной переработки.

1.4.2 Вторичная переработка деформируемых алюминиевых сплавов

В отличие от литейных алюминиевых сплавов, деформируемые сплавы имеют узкие диапазоны содержания легирующих компонентов и нежелательных примесей. Это означает, что деформируемые сплавы не так легко изготавливать из смешанного лома и первичный алюминий остается для них важной основой [145-147].

Исходя из допустимых диапазонов состава, можно определить некоторые критические элементы, которые могут дать первое представление о том, легко ли перерабатывается серия деформируемых сплавов и допускает ли она примеси. Серии 1xxx, 7xxx и 8xxx считаются «наиболее сложными» (для производства из лома) из-за ограничений по составу, установленных действующими стандартами. Серии 2xxx и 6xxx можно оценить как «сложные». И только деформируемые сплавы 3xxx и 4xxx серий демонстрируют «умеренные» трудности для производства из лома. Наиболее проблемными элементами, согласно этой оценке, являются Fe, Si и Cu [148].

Прямой корреляции между свойствами и чувствительностью к проблемным элементам нет. Однако, сплавы, обеспечивающие высокие значения предела текучести или относительного удлинения, подвержены жестким композиционным ограничениям в контексте вторичной переработки. Другими словами, наиболее развитые сплавы также являются наиболее сложными для переработки. Это может указывать на то, что

возможность вторичной переработки не рассматривалась учеными-материаловедами при проектировании сплавов в течение последних нескольких десятилетий.

К сериям сплавов, в которых содержание примесей имеет решающее значение, относятся высокопрочные сплавы, часто применяемые в авиации [149]. Содержание Fe и Si в качестве посторонних элементов особенно важно в 7xxx серии, а также в сплавах 2xxx серии, часто применяемых в авиационной промышленности [150]. Некоторые серии сплавов, обладающие средними значениями прочности и относительного удлинения, менее чувствительны к посторонним элементам. В основном это сплавы 3xxx серии, которые широко используются в банках для напитков [150,151]. В отличие от них, другие сплавы низкой и средней прочности, такие как сплавы 5xxx серии, имеют жесткие пределы по содержанию кремния и, в некоторых случаях, жесткие пределы по меди. Эти сплавы обычно используются для внутренних панелей в автомобильной промышленности или для других конструкционных деталей разных видов транспорта, сосудов под давлением и корпусов лодок [152–154]. Сплавы 6xxx серии оцениваются как «сложные», в контексте вторичной переработки, но на самом деле показывают различные пределы допуска по примесям при более детальном рассмотрении. Кремний является основным легирующим элементом в сплавах 6xxx серии, поэтому строгий контроль состава этого компонента не имеет решающего значения. Тем не менее, некоторые сплавы демонстрируют строгие пределы допуска по Fe, а другие - строгие допуски по Mn. Это сильно зависит от фактического применения сплава, который широко варьируется для 6xxx серии и охватывают автомобильную промышленность и машиностроение [150,155].

Для эффективной переработки деформируемых сплавов необходимы радикальные усовершенствования технологии сортировки. Полное разделение сплавов в настоящее время невозможно, поскольку методы переработки на основе шредеров демонстрируют естественные ограничения при работе со сложными конструкциями изделий и различными способами соединений [156]. Следовательно, уровни примесей будут расти вместе с увеличением количества используемых деформируемых сплавов, которые содержат различные легирующие компоненты [145]. Растущее число сплавов, используемых в автомобилях, приведет к одновременному увеличению количества средств соединения, таких как винты и заклепки, в то время как количество сварных соединений уменьшится [157]. Тенденция к производству конструкций состоящих из большого количества разных деформируемых сплавов снизит потенциал их переработки и увеличит долю материала с более высоким содержанием железа [157-159].

Интерметаллические соединения (ИС), содержащие железо, могут присутствовать в большинстве деформируемых сплавов в виде хрупких игл или пластин и, как известно,

вызывают пагубные эффекты, такие как образование трещин [159,160], снижение пластичности и гибкости [161], снижение вязкости разрушения [150] и ухудшение качества поверхности [162]. Однако в деформируемых алюминиевых сплавах железо не является исключительно вредным. В сплавах 1xxx и 8xxx серий ситуация обратная: для контроля размера зерна и свойств фольги требуются Fe-содержащие ИС [163].

Кремний (Si) — один из критически важных элементов в деформируемых алюминиевых сплавах. В то время как он является основным легирующим компонентом в литейных сплавах и используется в сплавах серии 6xxx, в сплавах серий 5xxx и 7xxx высокое содержание Si может приводить к образованию крупных, хрупких интерметаллических соединений (ИС), существенно снижающих механические свойства. Так, при высоком содержании магния (Mg) уже при низких концентрациях Si образуется первичная фаза Mg_2Si [149], частицы которой инициируют разрушение даже при малых деформациях [164].

Медь (Cu) играет ключевую роль в деформируемых алюминиевых сплавах. В сплавах серии 2xxx она является основным упрочнителем, а также повышает прочность сплавов серий 6xxx и 7xxx. Однако, Cu может негативно влиять на коррозионную стойкость [150], что особенно важно для автомобильной промышленности, где применяются сплавы серий 5xxx и 6xxx. Несмотря на это, многие сплавы 6xxx серии содержат Cu, и даже для сплавов 5xxx рассматривается добавление Cu для компенсации снижения прочности при окраске [165]. Хотя добавление Cu может ухудшать коррозионные свойства, в некоторых случаях это ухудшение остается допустимым, а в других — Cu даже улучшает сопротивляемость определенным типам коррозии [166]. Подобный эффект наблюдается в сплавах 7xxx серии, где Cu смягчает коррозионное растрескивание под напряжением [167]. Тем не менее, многие стандарты на деформируемые алюминиевые сплавы устанавливают строгие ограничения на содержание Cu.

Важно понимать, что в деформируемых алюминиевых сплавах нет элементов, которые безоговорочно считались бы «вредными». Все легирующие элементы, включая примеси, могут оказывать положительное влияние на свойства сплава в зависимости от его состава. Например, железо (Fe), которое часто называют примесью, оказывает положительное влияние в сплавах 8xxx серии. Проблемы возникают не из-за отдельных элементов, а из-за неблагоприятных сочетаний элементов и конкретного состава сплава. Системный анализ влияния всех элементов позволяет минимизировать негативные эффекты неизбежных примесей и оптимизировать свойства материала.

1.4.3 Основной источник смешанного лома

Ассоциация утилизации парка воздушных судов однажды предсказала, что к 2023 году будет списано 12 000 самолетов и достигнет пика в 1000 самолетов, утилизируемых ежегодно [168]. По мере увеличения количества списанных самолетов возникнут серьезные проблемы в промышленности и с окружающей средой. Большинство этих самолетов хранятся на “кладбищах самолетов”, занимая большое количество земли и вызывая загрязнение окружающей среды. Для управления утилизацией самолетов с истекшим сроком службы Airbus запустил проект «PAMELA», в рамках которого основное внимание уделяется технологиям демонтажа для увеличения количества извлекаемых материалов [169].

С. Маскл и др. подразделяют процесс утилизации самолета на четыре отдельных этапа: обеззараживание; разборка пригодных для повторного использования или восстановления деталей; демонтаж оставшегося каркаса, извлечение материалов; повторная переработка и / или захоронение на свалке [170]. В настоящее время для изготовления фюзеляжей гражданских самолетов в основном используются алюминиевые сплавы, на долю которых приходится более 70% общего веса самолета [171]. Из-за ограничений технологии разборки, сортировки и стоимости производства полностью разбирать самолет не представляется возможным. Часть конструкции планера необходимо разрезать или измельчить, в результате чего получается смесь алюминиевых сплавов разных марок [172].

Смесь алюминиевых сплавов сложно применить для производства алюминиевых сплавов других серий из-за относительно высокого содержания цинка в сплавах 7xxx серии и меди в сплавах 2xxx серии. На данный момент, самый простой способ справиться с этой проблемой – использовать смесь ломов авиационных алюминиевых сплавов для производства литейных алюминиевых сплавов, которые обладают более широкими диапазонами легирующих компонентов. Однако из-за расширения применения деформируемых алюминиевых сплавов спрос на литейные алюминиевые сплавы снижается, что приводит к невозможности переработки большого количества авиационных отходов таким образом.

Для реализации вторичной переработки лома авиационных алюминиевых сплавов с сохранением качества необходима разработка технологий в нескольких аспектах, включая технологии разборки и сортировки [173]. Кроме того, к авиационным алюминиевым сплавам предъявляются высокие требования к составу, микроструктуре и эксплуатационным характеристикам. Из-за сложности состава отходов авиационных алюминиевых сплавов сомнительно, может ли переработанный авиационный

алюминиевый сплав соответствовать высоким требованиям к качеству авиационных алюминиевых сплавов [174]. Поэтому необходимы соответствующие исследования по вторичной переработке разобранных и измельченных авиационных алюминиевых сплавов с сохранением качества, или исследования по созданию нового алюминиевого сплава, который включает в себя наиболее популярные легирующие элементы сплавов 2xxx и 7xxx серии, такие как Cu, Zn и Mg в пропорциях близких к составу смешанного лома авиационных алюминиевых сплавов, которые составляют примерно 2:2:1 для меди, цинка и магния соответственно [175].

1.5 Диаграммы состояния

1.5.1 Система Al–Cu–Mn

С помощью фазовой диаграммы Al–Cu–Mn можно корректно проанализировать фазовый состав жаропрочных сплавов типа АЛТЭК. Поскольку влияние марганца весьма существенно, использование только двойной диаграммы Al–Cu недостаточно. В алюминиевом углу системы Al–Cu–Mn (рис. 1.12) в равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы Al_2Cu , Al_6Mn и тройное соединение T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ или $\text{Al}_{12}\text{CuMn}_2$) [110, 176, 177]. Нонвариантные реакции этой системы в области, богатой алюминием, приведены в табл. 1.2.

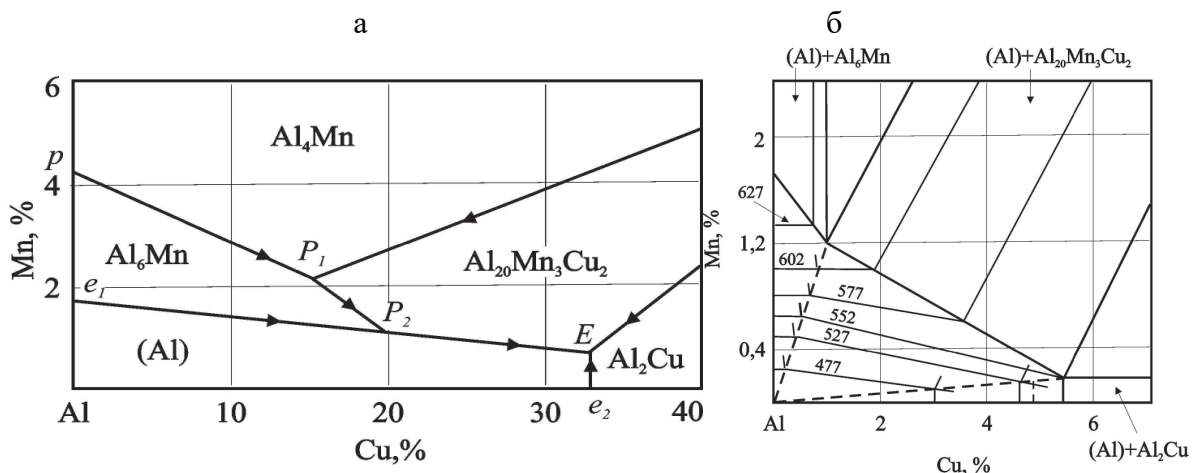


Рис. 1.12. Диаграмма состояния системы Al–Cu–Mn[110]:
а – ликвидус; б – солидус

Таблица 1.2 Нонвариантные реакции в тройных сплавах системы Al–Cu–Mn [110]

Реакция	Точка на рис. 1.13, <i>a</i>	T, °C	Состав жидкости, %	
			Cu	Mn
$L + Al_4Mn \rightarrow Al_6Mn + Al_{12}CuMn_2$	P_1	625	15,6	2,1
$L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{12}CuMn_2$	P_2	616	14,8	0,9
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{12}CuMn_2$	E	547,5	32,5	0,6

Тройное соединение (его иногда обозначают T) имеет область гомогенности 12,8...19 % Cu и 19,8...24 % Mn. В пределах этой области возможны две формулы: $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (15,3 % Cu, 19,8 % Mn) и $Al_{12}CuMn_2$ (12,8 % Cu, 22,1 % Mn). Это соединение имеет орторомбическую структуру с параметрами $a = 2,411$ нм, $b = 1,251$ нм, $c = 7,71$ нм [110, 182], а его плотность составляет 3,59 г/см³.

В фазе Al_2Cu растворяется до 0,1 % Mn, а в соединении Al_6Mn – около 0,2 % Cu. Значения совместной растворимости меди и марганца в (Al) при разных температурах приведены в табл. 1.3.

Таблица 1.3 Совместная растворимость меди и марганца в твердом алюминии при различных температурах [110]

T, °C	(Al) + Al_6Mn + $Al_{20}Cu_2Mn_3$		(Al) + Al_2Cu + $Al_{20}Cu_2Mn_3$	
	Cu, %	Mn, %	Cu, %	Mn, %
623,5	1,4	1,17	–	–
616	1,3	1,0	–	–
610	1,3	1,0	–	–
600	1,1	0,9	–	–
550	0,85	0,6	–	–
547,5	–	–	5,5	0,2
525	0,95	0,44	4,95	0,2
500	0,65	0,4	4,05	0,2
450	0,5	0,2	2,55	0,15
400	0,4	0,1	1,5	0,1

1.5.2 Система Al–Cu–Mg–Mn

Несмотря на важность этой системы для подавляющего большинства дуралюминов, она мало изучена. Приведенные в литературе [110, 176, 177] изображения проекция ликвидуса (рис. 1.13, *a*) и распределения фаз в твердом состоянии (рис. 1.13, *б*), а также реакции кристаллизации (табл. 1.4 и 1.5) в значительной мере носят предположительный характер.

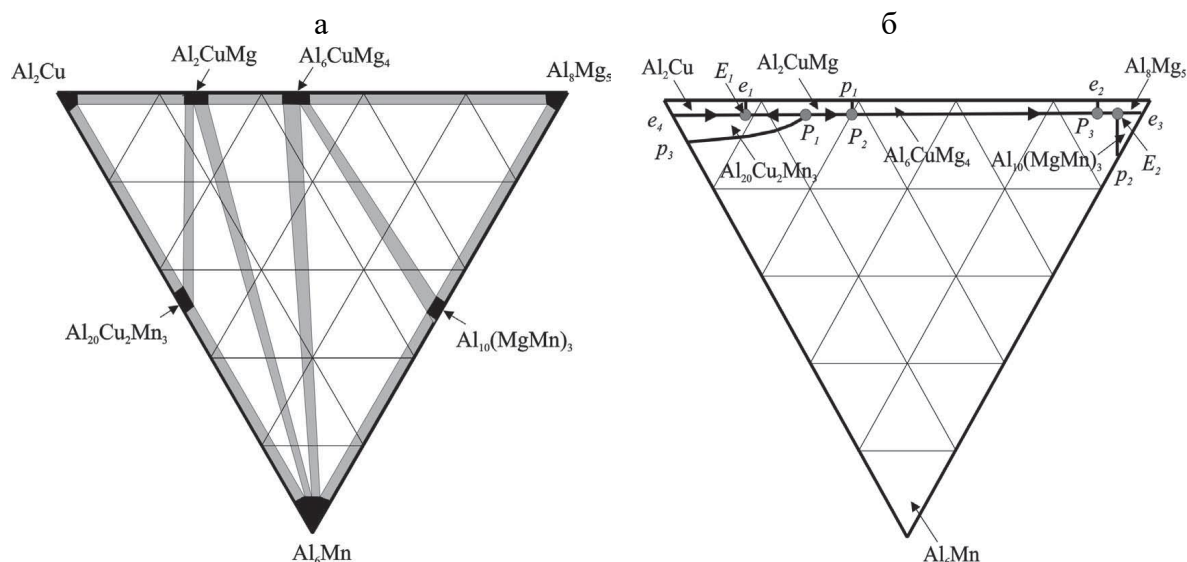


Рис. 1.13. Диаграмма состояния системы Al–Cu–Mg–Mn [110]:

а – распределение фазовых областей в твердом состоянии; б – политермическая проекция

Согласно рис. 1.13, б, в классических дуралюминах добавка марганца должна приводить к образованию фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, поскольку только она может быть в равновесии с фазами Al_2Cu и Al_2CuMg . В сплавах с большим содержанием магния возможно полное связывание меди в фазу S , что предполагает появление фазы Al_6Mn . В реальности (т.е. с учетом отклонения от равновесности) анализ фазового состава сплавов этой четверной системы существенно сложнее по сравнению с системой Al–Cu–Mg, что в значительной мере обусловлено низкой диффузией марганца в (Al).

Таблица 1.4 Нонвариантные реакции в алюминиевом углу системы Al–Cu–Mg–Mn [110]

Реакции	Точка на рис. 1.14, б	Состав жидкости, %			T, °C
		Cu	Mg	Si	
$L \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$	E_1	~32	~6	~0,5	~503
$L + \text{Al}_6\text{Mn} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$	P_1	—	—	—	—
$L + \text{AlCu}_2\text{Mg} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_6\text{CuMg}_4 + \text{Al}_6\text{Mn}$	P_2	~10	~25	~0,3	~467
$L \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_6\text{CuMg}_4 + \text{Al}_{10}(\text{Mg}, \text{Mn})_3 + \text{Al}_8\text{Mg}_5$	E_2	~2,5	~30	~0,2	~447
$L + \text{Al}_6\text{Mn} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_6\text{CuMg}_4 + \text{Al}_{10}(\text{Mg}, \text{Mn})_3$	P_3	<2,5	<32	<0,2	—

Таблица 1.5 Моно- и бивариантные реакции в алюминиевом углу системы Al–Cu–Mg–Mn с участием (Al) [110]

Бивариантные реакции	Область на рис. 1.14, б	Моновариантные реакции	Линия на рис. 1.14, б
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu$	$Al_2Cu - e_1 - E_1 - e_4$	$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_2CuMg$	$e_1 - E_1$
$L \rightarrow (Al) + Al_2CuMg$	$e_1 - p_1 - P_2 - P_1 - E_1$	$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{20}Cu_2Mn_3$	$e_4 - E_1$
$L \rightarrow Al_{20}Cu_2Mn_3$	$e_4 - E_1 - P_1 - p_3$	$L \rightarrow (Al) + Al_2CuMg + Al_{20}Cu_2Mn_3$	$P_1 - E_1$
$L \rightarrow (Al) + Al_6Mn$	$Al_6Mn - p_3 - P_1 - P_2 - P_3 - p_2$	$L \rightarrow (Al) + Al_6CuMg_4 + Al_{10}(Mg, Mn)_3$	$P_3 - E_2$
$L \rightarrow (Al) + Al_6CuMg_4$	$p_1 - e_2 - E_2 - P_3 - P_2$	$L \rightarrow (Al) + Al_{10}(Mg, Mn)_3 + Al_8Mg_5$	$e_3 - E_2$
$L \rightarrow (Al) + Al_{10}(Mg, Mn)_3$	$p_2 - P_3 - E_2 - e_3$	$L \rightarrow (Al) + Al_6CuMg_4 + Al_8Mg_5$	$e_2 - E_2$
$L \rightarrow (Al) + Al_8Mg_5$	$Al_8Mg_5 - e_3 - E_2 - e_2$	$L \rightarrow (Al) + Al_2CuMg + Al_6Mn$	$P_1 - P_2$
		$L \rightarrow (Al) + Al_6CuMg_4 + Al_6Mn$	$P_2 - P_3$
		$L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{20}Cu_2Mn_3$	$p_3 - P_1$
		$L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}(Mg, Mn)_3$	$p_2 - P_3$
		$L + AlCu_2Mg \rightarrow (Al) + Al_6CuMg_4$	$p_1 - P_2$

1.5.3 Система Al–Cu–Fe–Mn

Фазовая диаграмма этой системы позволяет анализировать влияние примеси железа на фазовый состав сплавов типа AM5 и 1201 при низком содержании примеси кремния. Без анализа этой четверной диаграммы невозможно проанализировать большинство практически важных пятикомпонентных систем с участием марганца.

В алюминиевом углу системы Al–Fe–Cu–Mn истинные четверные фазы не образуются, однако, благодаря изоморфности фаз Al_6 и $Al(FeCu)$, между ними формируется неограниченный ряд твердых растворов, обозначаемый как $(AlCu)(FeCuMn)$ [110, 176, 177]. Строение этой диаграммы показано на рис. 1.14.

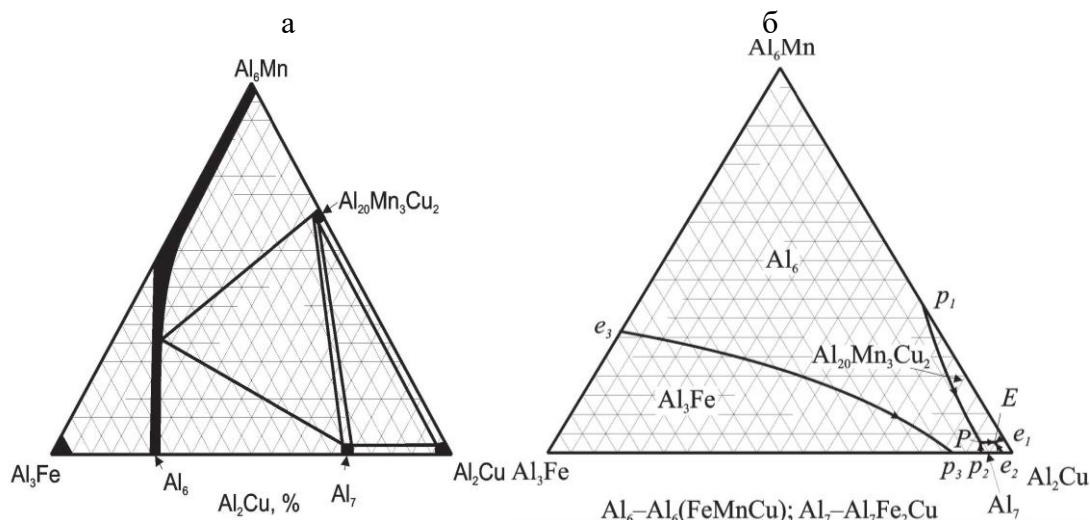


Рис. 1.14. Диаграмма состояния системы Al–Cu–Fe–Mn [110]:

а – распределение фазовых областей в твердом состоянии; б – политермическая проекция

Кроме трех- и четырехфазных реакций в четверной системе идут две неинвариантные пятифазные реакции (табл. 1.6–1.8). Необходимо также заметить, что моновариантная линия e_3-p_3 (рис. 1.14, б) меняет свой характер от эвтектического в точке e_3 ($L \rightarrow (Al) + Al_3Fe + Al_6Mn$) до перитектического в точке p_3 ($L + Al_3Fe \rightarrow (Al) + Al_6(Fe, Cu)$)

Таблица 1.6 Неинвариантные реакции в четверных сплавах системы Al–Cu–Fe–Mn [110]

Реакция	Точка на рис. 1.15, б	Состав жидкости, %			T, °C
		Cu	Mn	Fe	
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_7Cu_2Fe + Al_{20}Cu_2Mn_3$	E	31...33	<0,5	<0,5	>537
$L + (AlCu)_6(CuFeMn) \rightarrow (Al) + Al_7Cu_2Fe + Al_{20}Cu_2Mn_3$	P	15...20	<1	<1	<587

Таблица 1.7 Моновариантные реакции в четверных сплавах системы Al–Cu–Fe–Mn [110]

Реакция	Линия на рис. 1.15, б	T, °C
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_7Cu_2Fe$	e_2-E	545...537
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{20}Cu_2Mn_3$	e_1-E	547...537
$L \rightarrow (Al) + Al_7Cu_2Fe + Al_{20}Cu_2Mn_3$	$P-E$	587...537
$L + Al_6Mn^1 \rightarrow ((Al) + Al_{20}Cu_2Mn_3$	p_1-P	616...587
$L + Al_6Mn^1 \rightarrow ((Al) + Al_7Cu_2Fe$	p_2-P	590...587
$L \rightarrow ((Al) + Al_3Fe + Al_6Mn^1$	e_3-p_3	654...620
¹ (AlCu) ₆ (CuFeMn)		

Таблица 1.8 Бивариантные реакции в четверных сплавах системы Al–Cu–Fe–Mn [110]

Реакция	Область на рис. 1.15, б	T, °C
$L \rightarrow ((Al) + Al_2Cu$	$Al_2Cu-e_2-E-e_1$	548...537
$L \rightarrow ((Al) + Al_{20}Cu_2Mn_3$	$e_1-E-P-p_1$	616...537
$L \rightarrow ((Al) + Al_7FeCu_2$	e_2-p_2-P-E	590...537
$L \rightarrow ((Al) + Al_6Mn$	$Al_6Mn-p_1-P-p_2-p_3-e_3$	658...587
$L \rightarrow ((Al) + Al_3Fe$	$Al_3Fe-e_3-p_3$	655...620
¹ (AlCu) ₆ (CuFeMn)		

Кристаллы (AlCu)₆(FeCuMn), выделенные из сплава с содержанием 7,76% Cu, 0,75% Mn и 1,5% Fe, имеют орторомбическую решётку с параметрами $a = 0,7473$ нм, $b = 0,6452$ нм, $c = 0,8794$ нм [110, 176]. Эти параметры близки к параметрам фаз Al₆Mn и Al₆(Fe, Cu). Добавление железа в сплавы типа AM5 ((Al) + Al₂Cu + Al₂₀Cu₂Mn₃) приводит к образованию фазы Al₇FeCu₂ (рис. 1.14а). При высоких концентрациях железа также возможна фаза

(AlCu)₆(CuFeMn) (рис. 1.146). Хотя эта фаза не находится в равновесии с Al₂Cu, её присутствие в структуре может быть обусловлено неполным протеканием перитектических реакций (табл. 1.6 и 1.7).

1.5.4 Система Al–Cu–Mn–Si

Для анализа влияния кремния на фазовый состав сплавов типа АЛТЭК при низком содержании железа необходима четверная диаграмма состояния Al–Cu–Fe–Si [110]. Эта диаграмма также важна для анализа более сложных систем, таких как Al–Cu–Fe–Mn–Si. В алюминиевом углу этой четверной системы новых фаз по сравнению с тройными системами Al–Si–Cu и Al–Si–Mn не обнаружено. Представленные фазовые равновесия в твердом состоянии (рис. 1.15а) и политермическая диаграмма (рис. 1.15б) являются предположительными, с реакциями кристаллизации, указанными в таблицах 1.9, 1.10 и 1.11 [110].

В равновесии с (Al) и Al₂Cu, т.е. в области составов типа АМ5 и 1201, могут находиться только фазы Al и (Si) (см. рис. 1.15, а). Кремний, по-видимому, снижает растворимость марганца в (Al) по сравнению с тройной системой Al–Cu–Mn (см. табл. 1.2).

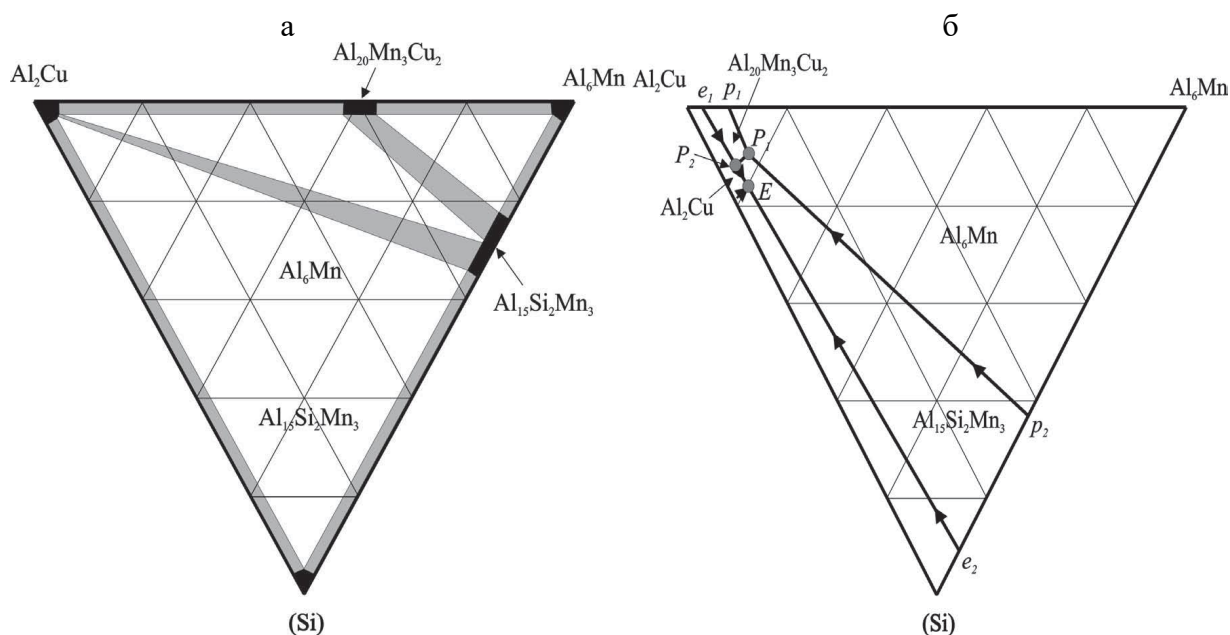


Рис. 1.15. Диаграмма состояния системы Al–Cu–Mn–Si [110]:

а – распределение фазовых областей в твердом состоянии; б – политермическая проекция

Таблица 1.9 Нонвариантные реакции в четверных сплавах системы Al–Cu–Mn–Si [110]

Реакция	Точка на рис. 6.7, б	Состав жидкости, %			T, °C
		Cu	Mn	Si	
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + (Si) + Al_{15}Mn_3Si_2$	E	~25	~1	~5	~517
$L + Al_{20}Cu_2Mn_3 \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{15}Mn_3Si_2$	P_2	~20	~1	~3	~547
$L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{20}Cu_2Mn_3 + Al_{15}Mn_3Si_2$	P_1	~15	~1.5	~4	~597

Таблица 1.10 Моновариантные реакции в четверных сплавах системы Al–Cu–Mn–Si [110]

Реакция	Линия на рис. 6.7, б	T, °C
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + (Si)$	e_3-E	525...517
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{15}Mn_3Si_2$	P_2-E	547...517
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Al_{15}Mn_3Si_2$	e_2-E	574...517
$L \rightarrow (Al) + Al_{20}Cu_2Mn_3 + Al_{15}Mn_3Si_2$	P_1-P_2	597...547
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + Al_{20}Cu_2Mn_3$	e_1-P_2	447,5...547
$L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{20}Cu_2Mn_3$	p_1-P_1	616...597
$L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{15}Mn_3Si_2$	p_2-P_1	648...497

Таблица 1.11 Бивариантные реакции в четверных сплавах системы Al–Cu–Mn–Si [110]

Реакция	Область на рис. 6.7, б	T, °C
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu$	$Al_2Cu - e_1 - E - e_2$	548...517
$L \rightarrow (Al) + (Si)$	$(Si) - e_3 - E - e_2$	577...517
$L \rightarrow (Al) + Al_{15}Mn_3Si_2$	$p_2 - P_1 - P_2 - E - e_2$	649...517
$L \rightarrow (Al) + Al_6Mn$	$Al_6Mn - p_2 - P_1 - p_1$	658...597
$L \rightarrow (Al) + Al_{20}Cu_2Mn_3$	$p_1 - P_1 - P_2 - e_1$	616...547

1.6 Выводы по обзору литературы

1. Высокопрочные алюминиевые сплавы имеют ряд преимуществ, таких как, высокая прочность, высокая вязкость разрушения и низкие коэффициенты теплового расширения. Они являются подходящими материалами для производства основных силовых деталей автомобилей, самолетов, спутников, аэрокосмических аппаратов и других подобных изделий. Однако эти сплавы имеют низкую термическую стабильность и их механические характеристики могут значительно снижаться уже при температуре 250 °C.

2. В настоящее время СТП – отработанная технология позволяющая соединять заготовки в твердом состоянии, то есть без локального оплавления. Этот метод широко применяется во многих областях, включая автомобильную, авиационную, космическую и железнодорожную.

3. Применение сварки трением с перемешиванием вместо аргонно-дуговой или лазерной сварки позволяет повысить качество сварного шва за счет отсутствия жидкой

фазы, а также повысить скорость получения соединения, что в итоге позволяет увеличить производительность.

4. Несмотря на большое количество исследований СТП не дает возможности получения равнопрочного сварного соединения, это в основном связано с низкой термической стабильностью сплавов подвергаемых СТП.

5. Множество исследований направлены на повышение коэффициента прочности сварного соединения при помощи подбора режима сварки, использования различных геометрий инструмента, применение всевозможных модификаций процесса СТП и т.д.

6. Предположительно при соединении листовых заготовок из термически стабильного алюминиевого сплава с помощью СТП будет происходить наименьшее разупрочнение. Поскольку применимость метода СТП к таким сплавам ранее не рассматривалась, то для подтверждения данного предположения необходимо проведения экспериментального исследования.

7. В последнее десятилетие было предпринято много попыток получения жаропрочных, термостойких, термически стабильных высокопрочных алюминиевых сплавов, большая часть которых были основаны на системе Al-Cu, однако эти сплавы после отжигов при температурах выше 300 °C неизбежно теряли большую часть упрочнения, полученную при закалке и старении.

8. В настоящее время повышение термостойкости до более высоких температур является технологическим барьером, препятствующим существенному расширению сферы применения алюминиевых сплавов, особенно в автомобильной, морской и аэрокосмической технике, стратегически использующих алюминий из-за его низкой плотности.

9. Алюминий является бесконечно перерабатываемым материалом, сегодня около 75% всего алюминия, произведенного в истории, все еще используется. Вторичная переработка включает в себя переплавку металла, которая требует всего ~5% энергии, используемой для производства первичного алюминия. Огромные различия между первичным производством и вторичной переработкой с точки зрения выбросов парниковых газов и энергопотребления делают алюминиевые сплавы, важными объектами для исследований.

10. В отличие от литейных алюминиевых сплавов, деформируемые сплавы имеют узкие диапазоны содержания легирующих компонентов и нежелательных примесей. Это означает, что деформируемые сплавы не так легко изготавливать из смешанного лома и первичный алюминий остается для них важной основой. К сериям сплавов, в которых содержание примесей имеет решающее значение, относятся высокопрочные сплавы, часто

применяемые в авиации. Характеристики сплавов 2xxx серии зависят от содержания таких примесей как Fe и Si.

11. Сплавы на основе системы Al-Cu-Mn с концентрацией легирующих компонентов в пределах 1,5-2% (АЛТЭК) способны сохранять высокие механические свойства даже после отжига при температуре 400 °С, при этом для получения полуфабрикатов из сплавов данной композиции не требуется применения таких операций как гомогенизация и закалка с последующим старением. Также такие примесные элементы как Fe и Si, не оказывают значительного негативного влияния на структуру и свойства. Однако сплавы типа АЛТЭК не могут быть изготовлены на основе вторичного сырья, поскольку помимо меди, марганца, железа и кремния в большинстве марочных сплавов присутствуют другие легирующие элементы, наиболее популярные из которых: магний и цинк. Также недостатком сплавов типа АЛТЭК являются относительно невысокие механические характеристики.

Глава 2. Материалы и методы исследования

2.1 Объекты исследований

Объектами исследования являлись сплавы систем Al-Cu-Mn-(Mg, Zn, Fe, Si, Zr). За основу экспериментальных сплавов были взяты сплавы типа АЛТЭК, которые относятся к системе Al-Cu-Mn и содержат 1,5-2% меди и марганца [107-116]. На основании этой системы были получены базовые сплавы для сравнения. Составы всех экспериментальных сплавов представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1. Составы экспериментальных сплавов

	Концентрация, масс.%, расчет (факт)						
№	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Si	Zr
Базовые сплавы							
1В	2(1,92)	2(1,95)	<0,1(0,03)	<0,1(0,02)	<0,15 (0,11)	<0,15 (0,08)	-
2В	2(1,96)	2(1,91)	<0,1(0,02)	<0,1(0,02)	<0,15 (0,03)	0,4 (0,36)	0,2(0,17)
Основные сплавы (1-ая серия)							
В	2 (2,06)	1,5 (1,66)	<0,1(0,03)	<0,1(0,03)	<0,15 (0,11)	<0,05 (0,08)	-
ВМ	2 (2,1)	1,5 (1,65)	1(1,09)	<0,1(0,002)	<0,15 (0,12)	<0,05 (0,08)	-
В2М	2 (1,98)	1,5 (1,64)	2(2,09)	<0,1(0,008)	<0,15 (0,11)	<0,05 (0,07)	-
ВZ	2 (2)	1,5 (1,72)	<0,1(0,02)	1 (1,1)	<0,15 (0,12)	<0,05 (0,07)	-
В2Z	2 (1,89)	1,5 (1,63)	<0,1(0,01)	2 (2,12)	<0,15 (0,12)	<0,05 (0,07)	-
ВМZ	2 (2,07)	1,5 (1,6)	1 (1,02)	1 (1,11)	<0,15 (0,13)	<0,05 (0,08)	-
ВF	2 (2,24)	1,5 (1,67)	<0,1(0,02)	<0,1(0,03)	0,4 (0,49)	0,4 (0,43)	-
ВFM	2 (2,21)	1,5 (1,54)	1 (1,25)	<0,1(0,02)	0,4 (0,48)	0,4 (0,37)	-
ВF2М	2 (2,25)	1,5 (1,45)	2 (2,37)	<0,1(0,01)	0,4 (0,46)	0,4 (0,3)	-
ВFZ	2 (2,1)	1,5 (1,58)	<0,1(0,03)	1 (0,98)	0,4 (0,5)	0,4 (0,4)	-
ВF2Z	2 (2,23)	1,5 (1,53)	<0,1(0,07)	2 (2,05)	0,4 (0,53)	0,4 (0,4)	-
ВFMZ	2 (2,25)	1,5 (1,47)	1 (1,22)	1 (1,06)	0,4 (0,52)	0,4 (0,39)	-
Дополнительные сплавы (2-ая серия)							
6S	2(2,07)	1,5(1,63)	1(1,1)	1(1,15)	0,5(0,49)	0,5(0,35)	0,25(0,26)
1D	2(2,08)	1,4(1,66)	0,8(0,92)	0,8(0,85)	<0,1(0,06)	<0,1(0,07)	-
2D	2(2,09)	1,4(1,45)	0,8(0,95)	0,8(0,84)	<0,1(0,06)	<0,1(0,07)	-
0Mg	1,5(1,41)	1,5(1,51)	0(0,01)	1(0,57)	<0,1(0,03)	<0,1(0,04)	-
0,5Mg	1,5(1,31)	1,5(1,42)	0,5(0,49)	1(1,31)	<0,1(0,03)	<0,1(0,04)	-
1Mg	1,5(1,28)	1,5(1,37)	1(1,05)	1(0,99)	<0,1(0,03)	<0,1(0,04)	-
AMS	1,8(1,79)	1,5(1,45)	0,5(0,54)	1,5(1,6)	0,4(0,36)	0,4(0,36)	-
2219	6,3(6,27)	0,3(0,3)	<0,1(0,03)	<0,1(0,02)	<0,1(0,05)	<0,01	0,15(0,2)

2.2 Плавка и литье экспериментальных сплавов

Плавку производили в электропечах сопротивления при температуре расплава 750-800 °С (для сплавов без Zr) и 850 °С (для сплава 6S). В качестве основы были использовали алюминий марки А85 (для сплавов В – ВFMZ, 0Mg, 0,5Mg, 1Mg), А99(для сплавов 1D, 2D) (ГОСТ 11069-2001), и переплавленный баночный лом марки NM-1(для сплава 6S). В

качестве шихтовых материалов использовали медь марки М1 (ГОСТ 859-2001) марганцевую лигатуру Al–20% Mn (ГОСТ 53777-2010), лигатуру с железом Al-9%Fe, магний марки Mg99, кремний марки КР0 и цинк Zn99. Плоские слитки с размерами 10х40х180 мм (состояние 10F рисунок. (а)) (сплавы В – ВFMZ), 20х140х180 мм (состояние 20F рисунок. (б)) (сплавы 6S, 0Mg, 0.5Mg, 1Mg, AMS), 40х140х180 мм (состояние 40F рисунок. (в)) (сплавы 1D, 2D, 1B, 2B) получали литьем в графитовые изложницы. Размеры слитков всех сплавов и их обозначения приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2. Слитки экспериментальных сплавов и обозначения

Сплав	Описание	Обозначение
1B	Слиток 40х140 мм	1B40F
2B	Слиток 40х140 мм	2B40F
B	Слиток 10х40 мм	B10F
BM	Слиток 10х40 мм	BM10F
B2M	Слиток 10х40 мм	B2M10F
BZ	Слиток 10х40 мм	BZ10F
B2Z	Слиток 10х40 мм	B2Z10F
BMZ	Слиток 10х40 мм	BMZ10F
BF	Слиток 10х40 мм	BF10F
BFM	Слиток 10х40 мм	BFM10F
BF2M	Слиток 10х40 мм	BF2M10F
BFZ	Слиток 10х40 мм	BFZ10F
BF2Z	Слиток 10х40 мм	BF2Z10F
BFMZ	Слиток 10х40 мм	BFMZ10F
6S	слиток 20х140 мм	6S20F
1D	слиток 40х140 мм	1D40F
2D	слиток 40х140 мм	2D40F
0Mg	слиток 20х140 мм	0Mg20F
0,5Mg	слиток 20х140 мм	0,5Mg20F
1Mg	слиток 20х140 мм	1Mg20F
AMS	слиток 20х140 мм	AMS20F

Фактический химический состав экспериментальных сплавов достаточно близок к расчетному, по данным спектрального анализа (табл. 2.1).

Подготовка исходных материалов проводилась в два этапа: резка крупногабаритных полуфабрикатов и дозирование навесок для достижения требуемого химического состава. Для резки использовались консольный ленточнопильный станок V 225GH (рис. 2.1а) и настольный ленточнопильный станок WAY TRAIN 4’’ PORTABLE BAND SAW (рис. 2.1б), имеющиеся в лаборатории НИТУ МИСИС.



а



б

Рисунок 2.1 – консольный ленточнопильный станок V 225GH (а); настольный ленточнопильный станок WAYTRAIN 4'' PORTABLE BAND SAW (б)

Дозирование исходных материалов осуществлялось с помощью весов: «ВЕСТА BM2202» ($\pm 0,5$ г) (рис. 2.2)



Рисунок 2.2 – весы «ВЕСТА BM2202

Расплав для литья образцов готовился в электрических печах сопротивления. Печь GRAPHICARBO (рис. 2.3а) использовалась для получения небольших слитков 10x40x180 мм (рис. 2.4а) модельных сплавов для изучения их структуры и фазового состава [107-111]. Печь Plavka.Pro (рис. 2.3б) использовалась для получения больших прямоугольных слитков размером 20x140x180 мм (рис.2.4б) и 40x140x180 мм (рис.2.4в) с целью получения образцов экспериментальных сплавов скорость кристаллизации которых близка к слиткам, получаемым на заводе, имитируя таким образом возможность промышленного производства сплавов рассмотренной композиции.



а



б

Рисунок 2.3 – плавильная печь GRAPHICARBO (а); плавильная печь Plavka.Pro (б).



а

б



в

Рис.2.4. Внешний вид слитков экспериментальных сплавов 10x40x180мм(а), 20x140x180мм(б), 40x140x180(в)

Процесс плавки и литья всех сплавов включал очистку и подготовку тигля, плавку первичного алюминия с последующим добавлением легирующих компонентов при температуре 750–800 °С, удаление шлака, выдержку расплава в течение 5–15 минут и разливку в графитовые изложницы заданных размеров (рис. 2.5) [107-111]. Температура контролировалась хромель-алюмелевой термопарой и регистрирующим прибором (рис. 2.6).

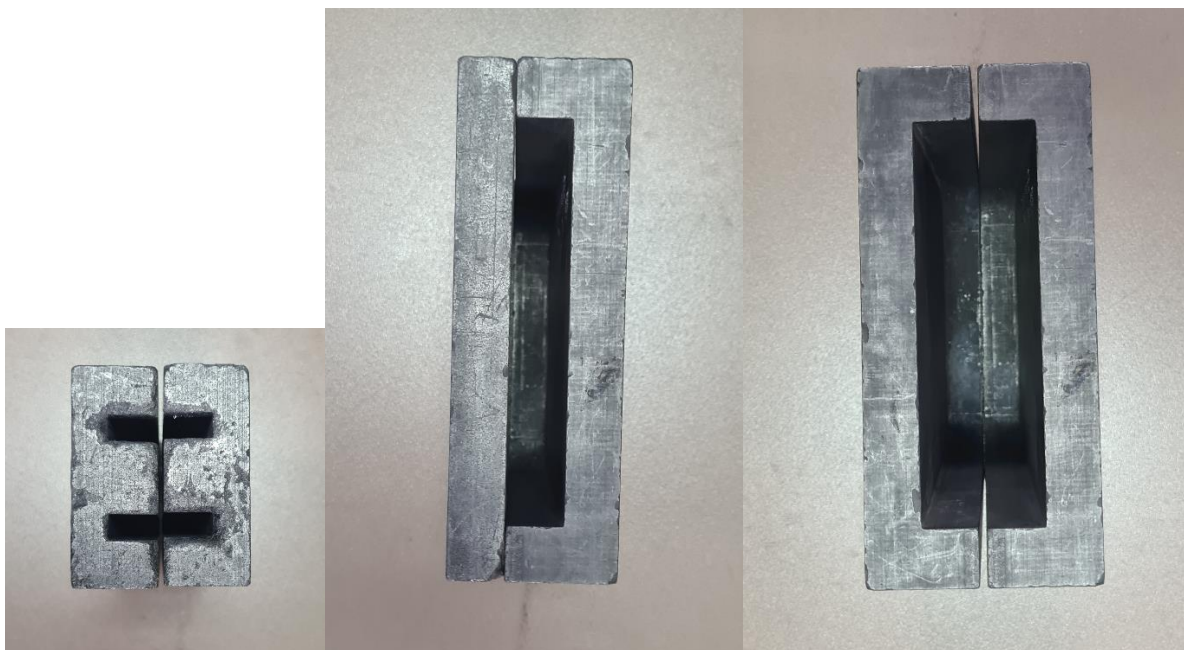


Рис. 2.5 Изложницы



Рис. 2.6 Термопара с регистрирующим прибором

2.3 Методы получения деформированных полуфабрикатов

2.3.1 Продольная прокатка

Плоские образцы изготавливались методом горячей прокатки на прокатном стане ДУО210 и электромеханических вальцах LM120 (рис. 2.7) при комнатной и повышенной температурах [107-111]. В качестве исходных заготовок использовались плоские слитки сечением 10х40 мм, 20х140 мм и 40х140 мм. Горячая прокатка проводилась при температуре 400–450 °С в несколько проходов с промежуточными нагревами, постепенно уменьшая толщину до требуемого значения в зависимости от размера исходного слитка.

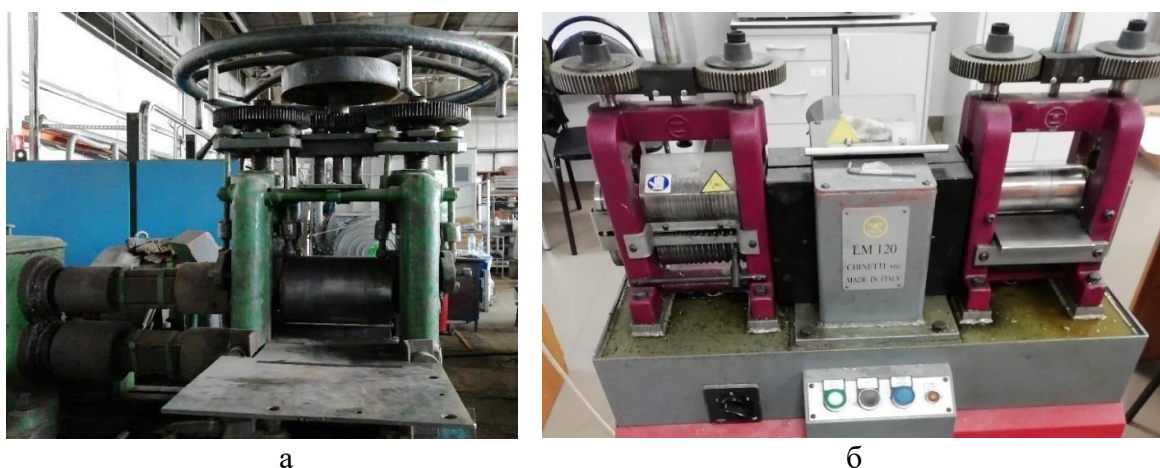


Рисунок 2.7 – стан горячей прокатки ДУО210 (а); электромеханические вальцы LM12 (б)

Горячекатаные листы приведены на рисунке 2.8. Режимы горячей прокатки представлены в таблице 2.3.

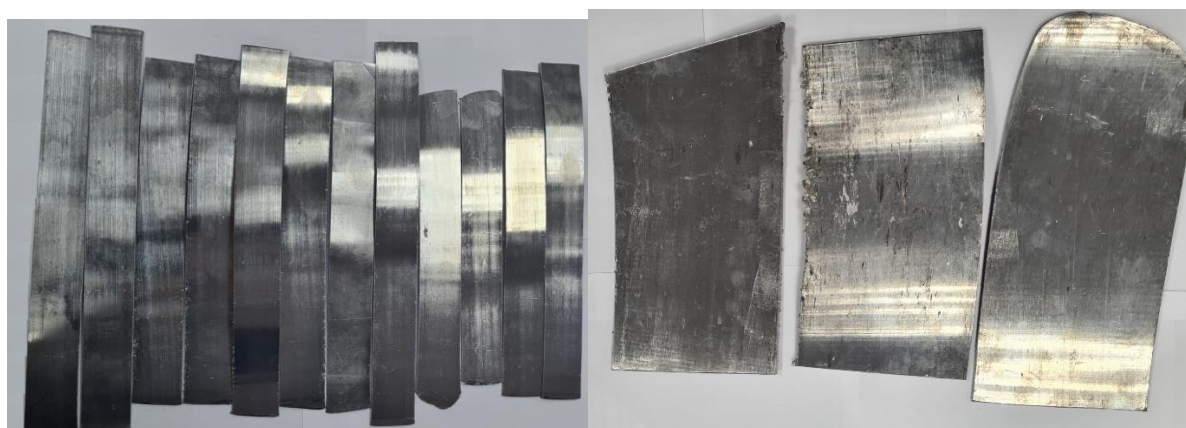


Рисунок 2.8 Горячекатаные листы, полученные из слитков 10х40мм(а), полученные из слитков 20х140х180 и 40х140х180мм(б)

Таблица 2.3. Режимы горячей прокатки (ГП)

Сплав	Описание	Обозначение
1В	40F – горячая прокатка 350 °С до 4 мм	1BHR4
2В	40F – горячая прокатка 350 °С до 4 мм	2BHR4
В	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BHR2

BM	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BMHR2
B2M	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	B2MHR2
BZ	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BZHR2
B2Z	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	B2ZHR2
BMZ	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BMZHR2
BF	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BFHR2
BFM	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BFMHR2
BF2M	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BF2MHR2
BFZ	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BFZHR2
BF2Z	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BF2ZHR2
BFMZ	10F – горячая прокатка 400 °С до 2 мм	BFMZHR2
6S	20F – горячая прокатка 450 °С до 2 мм	6SHR2
1D	40F – отжиг 580 °С 3 часа – горячая прокатка 450 °С до 5 мм	1DHR5
2D	40F – горячая прокатка 450 °С до 5 мм	2DHR5
0Mg	20F – горячая прокатка 450 °С до 4 мм	0MgHR4
0,5Mg	20F – горячая прокатка 450 °С до 4 мм	0,5MgHR4
1Mg	20F – горячая прокатка 450 °С до 4 мм	1MgHR4
AMS	20F – горячая прокатка 450 °С до 4 мм	AMSHR4

После горячей прокатки листы подвергались холодной прокатке без нагрева, последовательно уменьшая толщину до 1 или 0,5 мм в несколько проходов. Ниже приведена таблица с режимами деформационно-термической обработки для всех экспериментальных сплавов.

Таблица 2.4. Режимы холодной прокатки (ХП)

Сплав	Описание	Обозначение
B	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BCR0,5
BM	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BMCR0,5
B2M	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	B2MCR0,5
BZ	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BZCR0,5
B2Z	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	B2ZCR0,5
BMZ	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BMZCR0,5
BF	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BFCR0,5
BFM	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BFMCR0,5
BF2M	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BF2MCR0,5
BFZ	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BFZCR0,5
BF2Z	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BF2ZCR0,5
BFMZ	HR2 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 0,5 мм	BFMZCR0,5
6S	HR2 – Отжиг 450 °С 1 час – ХП до 0,5 мм	6SCR0,5
1D	HR5 – ХП до 1 мм	1DCR1
2D	HR5 – отжиг 450 °С 3 часа – ХП до 1 мм	2DCR1-1
2D	HR5 – ХП до 1 мм	2DCR1-2
0Mg	HR4 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 1 мм	0MgCR1
0,5Mg	HR4 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 1 мм	0,5MgCR1
1Mg	HR4 – Отжиг 350 °С 3 часа – ХП до 1 мм	1MgCR1

2.3.2 Сварка и обработка трением с перемешиванием

Из горячекатаных и холоднокатаных листов некоторых экспериментальных сплавов были вырезаны карточки, которые были соединены на установке «AccuStir 1004 фирмы GTC» методом двухсторонней СТП и обработаны односторонней ОТП, сплавы и примененные к ним режимы отображены в таблице 2.5 (скорость продольного движения инструмента – СП, скорость вращения инструмента – СВИ). На рисунке 2.9 изображены листы после СТП

Таблица 2.5 Режимы сварки и обработки трением с перемешиванием

Сплав	Описание	Обозначение
1В	HR4 – ОТП с параметрами СП:300 мм/мин, СВИ:550 об/мин	1В-W
2В	HR4 – СТП с параметрами СП:300 мм/мин, СВИ:800 об/мин	2В-W1
2В	HR4 – СТП с параметрами СП:125 мм/мин, СВИ:800 об/мин	2В-W2
0,5Mg	HR400 – ОТП с параметрами СП:115 мм/мин, СВИ:800 об/мин	0,5Mg-W
AMS(АМЛ2)	HR400 – ОТП с параметрами СП:115 мм/мин, СВИ:800 об/мин	AMS-W

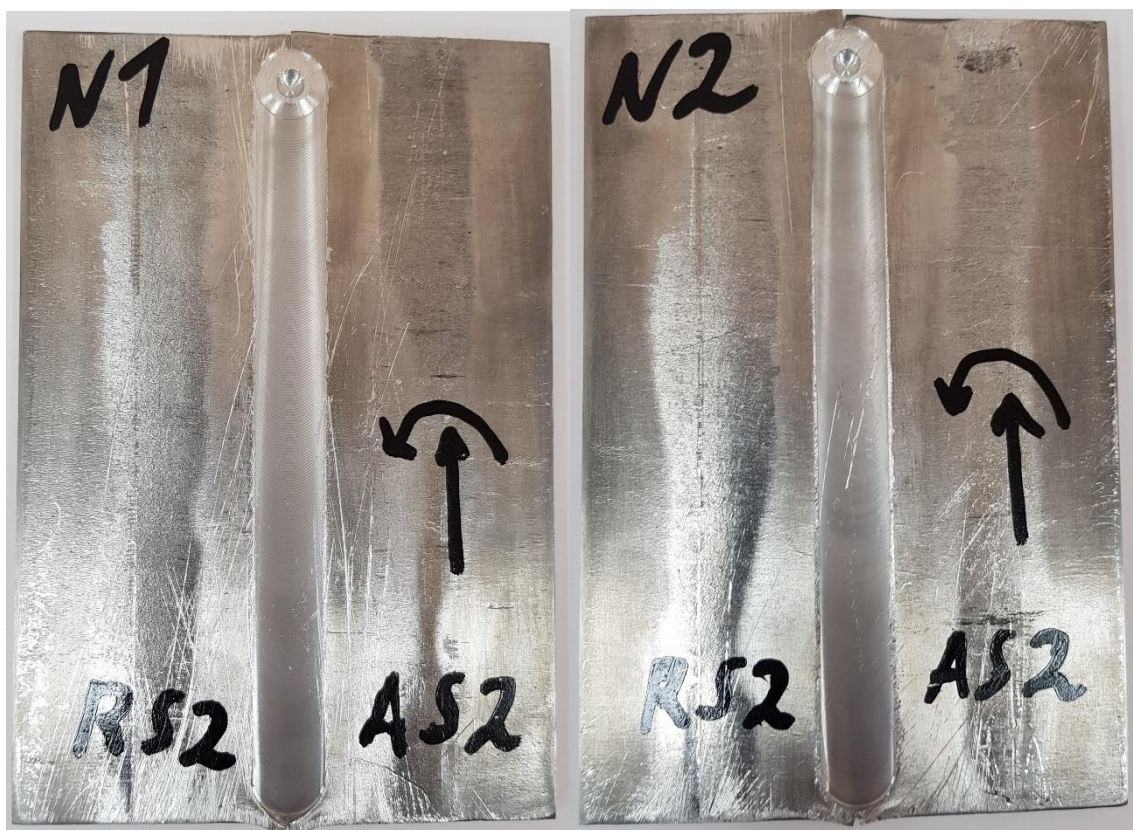


Рисунок 2.9 – Листы, соединенные сваркой трением с перемешиванием

Для сварки использовался инструмент с диаметром плечиков 12,5 мм, диаметром пина 5 мм с метрической резьбой М5 на боковой поверхности. Угол наклона (атаки) инструмента составлял 2,5° (относительно нормали к плоскости сварки). Поскольку в

данной работе впервые рассматривали применение СТП к экспериментальному сплаву, то при выборе режимов ориентировались на результаты, полученные на марочных алюминиевых сплавах на том же оборудовании.

2.3.3 Термическая обработка

Термическая обработка сплавов, в том числе отжиг образцов модельных сплавов, осуществлялась в муфельных электрических печах SNOL 8,2/1100 (рис. 2.10) при медленном охлаждении [107-111]. Точность поддержания температуры составляла ± 3 °C. Отжиг проводился при температурах 300–500 °C для подготовки образцов к горячей деформации, снятия остаточных напряжений и исследования термической стабильности сплавов в литом и деформированном состояниях. Подробные режимы термической обработки приведены в таблице 2.6.



Рисунок 2.10 – Электрические печи – SNOL 8,2/1100

Таблица 2.6 Режимы термической обработки экспериментальных образцов: литых (F) горячекатаных листов (HR) и холоднокатаных листов (CR) [107-111]

Обозначение режима отжига слитков	Режим отжига для слитков	Обозначение режима отжига горячекатаных листов	Режим отжига горячекатаных листов	Обозначение режима отжига холоднокатаных листов	Режим отжига холоднокатаных листов
F300	F300 °C, 3ч	HR300	HR300 °C, 3ч	CR300	CR300 °C, 3ч
F350	F300 + 350 °C, 3ч	HR350	HR300 + 350 °C, 3ч	CR350	CR300 + 350 °C, 3ч
F400	F350 + 400 °C, 3ч	HR400	HR350 + 400 °C, 3ч	CR400	CR350 + 400 °C, 3ч
F450	F400 + 450 °C, 3ч	HR450	HR400 + 450 °C, 3ч	CR450	CR400 + 450 °C, 3ч
F500	F450 + 500 °C, 3ч	HR500	HR450 + 500 °C, 3ч	CR500	CR450 + 500 °C, 3ч

2.4 Микроструктурные исследования и фазовый анализ сплавов

2.4.1 Подготовка образцов

Подготовка образцов для микроструктурного анализа проводилась на следующем оборудовании: полуавтоматическая шлифовальная ленточная машина ATM Jade700 (рис. 2.11а); и установка ATM Saphir 360 (рис. 2.11б) со шлифовальной бумагой с различной зернистостью. Полировка осуществлялась на сукне с использованием алмазной поликристаллической суспензии 1 мкм [107-111].



Рисунок 2.11 – шлифовальная ленточная машина ATM Jade 700 (а); шлифовально-полировальный станок Saphir 360 (б)

2.4.2 Оптическая световая микроскопия

Предварительная оценка качества образцов и соответствия их составу проводилась с помощью оптического микроскопа Axio Observer D1m Carl Zeiss (рис. 2.12), на котором получали изображения микроструктур при увеличении 200х, 500х и 1000х.



Рисунок 2.12 – Световой микроскоп Axio Observer D1m Carl Zeiss

2.4.3 Растровая электронная микроскопия

Детальный микроскопический, микрорентгеноспектральный и фрактографический анализ проводился на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3 SBH (рис. 2.13а), оборудованном энергодисперсионной системой INCA Energy 15013 X-act (Oxford Instruments) с детектором X-act ADD (10 мм²) и программным обеспечением INCA Energy (рис. 2.13б) [107-111].

Анализ изломов проводился с использованием детектора вторичных электронов (SE), чувствительного к топографии поверхности. Микроанализ, построение профилей состава и карт распределения элементов выполнялись с помощью детектора обратно рассеянных электронов (BSE), чувствительного к различиям в химическом составе, что позволяет визуализировать неоднородности в образце. Разрешение микроскопа в режиме высокого вакуума для BSE составляет 3,5 нм при 30 кВ.



а



б

Рисунок 2.13 – Сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA 3 SBH (а) и приставка-микроанализатор INCA Energy 15013 X-act (б)

2.4.4 Просвечивающая электронная микроскопия

Анализ тонкой структуры проводился на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100 (рис. 2.14а) с использованием образцов-фольг, подготовленных методом ионной полировки на установке JEOL Ion Slicer IS-9100 (рис. 2.14б).



а



б

Рисунок 2.14 – Просвечивающий электронный микроскоп JEM2100 (а) и установка для ионного травления JEOL Ion Slicer IS 9100 (б)

2.5 **Определение механических свойств**

2.5.1 Измерение электропроводности

Структурные изменения и электропроводность литых образцов и листов толщиной 2 мм после каждого отжига оценивались методом вихретоковой дефектоскопии с помощью прибора ВЭ-26НП (рис. 2.15) в соответствии с ГОСТ 27333-87. Этот неразрушающий метод позволяет оценить структурные изменения, так как он чувствителен к изменениям кристаллической решетки, возникающим в результате деформации или изменений фазового состава [107-111].



Рисунок 2.15 – Вихретоковый структуроскоп ВЭ-26НП

2.5.2 Измерение твердости

Измерения проводили по методу Виккерса согласно ГОСТ 2999-75 [179] на приборе МЕТКОН DUROLINE МН-6 (рис. 2.16) при нагрузке 1 кгс и времени выдержки 5 с. Проводилась серия 5-10 измерений в исходном состоянии и после каждого режима термической обработки [107-111].



Рисунок 2.16 – Прибор для измерения твердости сплавов DUROLINE МН-6

2.5.3 Определение механических свойств на растяжение

Испытаниям подвергались образцы листового проката после различных режимов деформационно-термической обработки (таблица. 2.7, 2.8). Общий вид образцов представлен на рисунке 2.17а.

Таблица 2.7 Режимы деформационно-термической обработки образцов для механических испытаний

Сплав	Состояние
2В	HR4, W1, W2
В	CR, CR350, CR400

BM	CR, CR350, CR400
B2M	CR, CR350, CR400
BZ	CR, CR350, CR400
B2Z	CR, CR350, CR400
BMZ	CR, CR350, CR400
BF	CR, CR350, CR400
BFM	CR, CR350, CR400
BF2M	CR, CR350, CR400
BFZ	CR, CR350, CR400
BF2Z	CR, CR350, CR400
BFMZ	CR, CR350, CR400
6S	CR400, CR450, CR500, HR400, HR450, HR500
BM40	CR400, CR450, CR500
1D	CR400, CR450, CR500
2D	CR400, CR450, CR500
0Mg	CR400, CR450, CR500
0,5Mg	CR400, CR450, CR500, W
1Mg	CR400, CR450, CR500
AMS	HR400, W

Таблица 2.8 Дополнительные режимы деформационно-термической обработки

Процесс	Полученный продукт	Обозначение
Отжиг холоднокатаного листа при 400 0С (3 ч) с последующим охлаждением в печи	Отожженные холоднокатаные листы	CR400A
Отжиг холоднокатаного листа при 450 0С (3 ч) с последующим охлаждением в печи		CR450A
Отжиг холоднокатаного листа при 500 0С (3 ч) с последующим охлаждением в печи		CR500A
Отжиг холоднокатаного листа при 400 0С (3 ч) с последующим охлаждением на воздухе (вне печи)		CR400B
Отжиг холоднокатаного листа при 450 0С (3 ч) с последующим охлаждением на воздухе (вне печи)		CR450B
Отжиг холоднокатаного листа 500 С (3ч) + отжиг 250 С (3ч)		CR500-П

Испытания на растяжения проводили на машине Z250 Zwick/Roell с усилием от 500 Н до 6000 кН, общий вид которой представлен на рисунке 2.186.

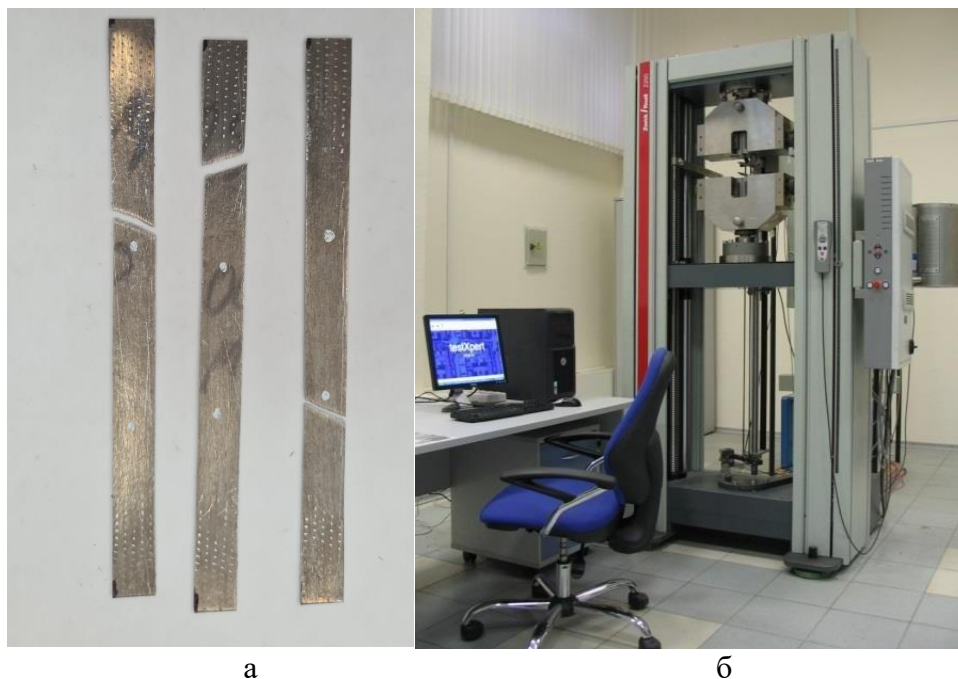


Рисунок 2.17 – Общий вид разрывного образца (а); испытательная машина Zwick/Roell Z250(б)

2.6 Расчетные методы

Эта работа в значительной степени опирается на расчёт фазовых диаграмм и моделирование процессов кристаллизации для обоснования выбора составов экспериментальных сплавов. Для этого был использован программный пакет Thermo-Calc, мощный инструмент термодинамического моделирования материалов, в данной работе расчёты проводились с использованием базы данных TTAL5, специально разработанной для алюминиевых сплавов.

Thermo-Calc позволяет строить изотермические и политермические разрезы равновесных диаграмм состояния многокомпонентных систем (метод CALPHAD), определяя фазовый состав и границы фазовых областей. Политермические разрезы моделируют равновесную кристаллизацию, показывая эволюцию процесса при изменении концентрации легирующих элементов. Изотермические разрезы позволяют анализировать фазовый состав при заданной температуре.

Также, Thermo-Calc позволяет проводить расчеты равновесного состояния в одной точке (Single point equilibrium). Это означает, что программа определяет состав и количество присутствующих фаз при заданной температуре и составе сплава. Этот расчет, позволяет прогнозировать микроструктуру (т. е. распределение фаз в материале) и объемную долю каждой фазы. В данной работе этот метод применялся для прогнозирования микроструктуры после отжига при определенной температуре.

Важно понимать, что расчёты в Thermo-Calc основаны на предположении о равновесии, то есть бесконечно низкой скорости кристаллизации и бесконечно высокой скорости диффузии. В реальности кристаллизация происходит при конечных скоростях охлаждения, что приводит к образованию неравновесных структур. Для учёта этого фактора в Thermo-Calc используется моделирование по методу Шейла-Гулливера (Scheil-Gulliver simulation). Этот метод позволяет моделировать неравновесную кристаллизацию и получать кривые охлаждения, которые лучше соответствуют экспериментальным данным. Сравнение расчетных и экспериментальных кривых охлаждения позволяет оценить ширину неравновесного интервала кристаллизации. В итоге комбинированный расчетно-экспериментальный подход позволил обосновать составы сплавов и режимы деформационно-термической обработки для достижения требуемых свойств.

Глава 3. Результаты расчетного анализа фазового состава сплавов Al–Cu–Mn–(Mg, Zn, Fe, Si)

3.1 Введение

Сплавы типа АЛТЭК являются относительно новым направлением развития высокотехнологичных сплавов системы Al-Cu-Mn, в технологическом процессе производства которых отсутствуют операции гомогенизации и закалки. Литературные сведения по сплавам данного типа в основном ограничены базовым составом без значительного отхождения, однако фазовый состав сплавов типа АЛТЭК имеет ключевое значение для получения желаемых свойств.

Ограниченность литературных данных и возможностей моделирования фазового состава алюминиевых сплавов обуславливает необходимость термодинамического моделирования системы Al-Cu-Mn с добавками Mg, Zn, Fe и Si. Для оптимизации процесса предлагается схема, включающая: 1) математическое моделирование (Thermo-Calc) фазовых диаграмм (изотермические и политермические разрезы, расчет фазового состава); 2) анализ результатов моделирования и выбор перспективных составов; 3) экспериментальную проверку и корреляцию данных с учетом связи структура-свойство.

3.2 Политермические сечения

С использованием программы Thermo-Calc были рассчитаны политермические сечения, в первую очередь были получены сечения системы Al-Cu-Mn-Mg-Zn при постоянных концентрациях меди (2%) и марганца (1,5%). Данные сечения позволяют рассмотреть влияние основных легирующих элементов на фазовый состав базового сплава без учета влияния примесей железа и кремния. Из первого политермического сечения с переменным содержанием магния (рис.3.1а) видно, что этот элемент оказывает некоторое влияние на фазовый состав. Можно отметить, что первой, образующейся из расплава, фазой является твердый раствор алюминия (Al), однако при концентрации магния больше 1,2% первично образуется фаза Al_6Mn . Также стоит отметить значительное снижение температуры равновесного солидуса в зависимости от концентрации магния. Основная площадь политермического сечения ниже солидуса содержит только две фазы, а именно твердый раствор и $Al_{20}Cu_2Mn_3$, и лишь при концентрации магния больше 1,15% и температуры ниже 450С наблюдается образование S-фазы.

Как видно из политермического сечения на рисунке 3.1б, цинк не оказывает практически никакого влияния на фазовый состав при концентрации до 2% в данной

системе. Единственное что стоит отметить на данном сечении – небольшое снижение температуры равновесного солидуса в зависимости от повышения концентрации цинка.

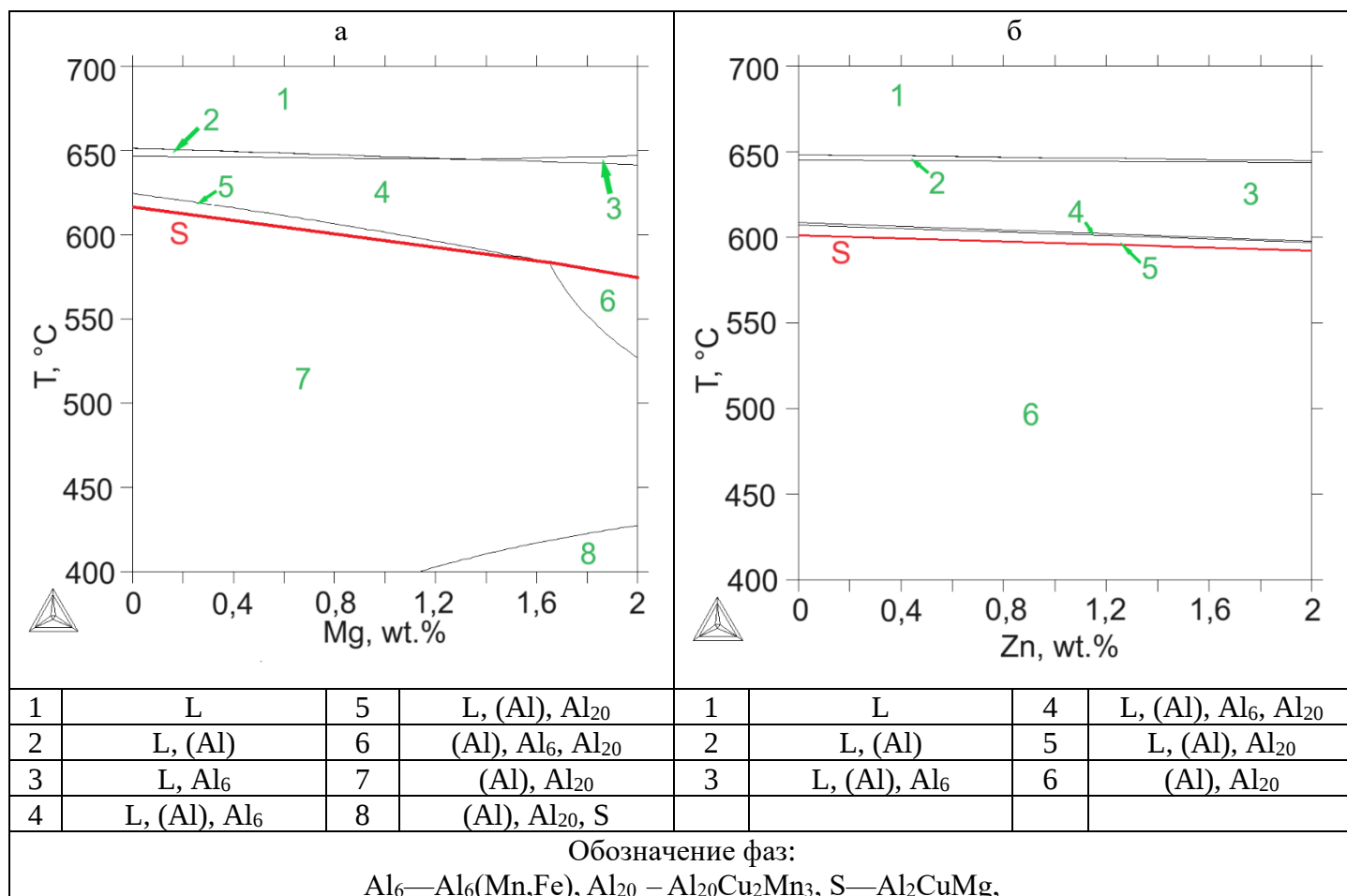


Рис. 3.1. Политермические сечения системы Al-Cu-Mn-Mg-Zn при 2%Cu и 1,5%Mn: а) при 1%Zn б) при 1%Mg

Далее представлены политермические сечения системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Mg-Zn при постоянных концентрациях меди (2%) и марганца (1.5%) (рис. 3.2). Они позволяют проанализировать раздельное влияние каждого из рассматриваемых элементов на фазовый состав базового сплава со средним содержанием остальных элементов. Из рис.3.2а видно, что при наличии железа и кремния, магний оказывает более значительное влияние на фазовый состав базового сплава. Можно отметить подавление образования фазы Al₂Cu при концентрации магния выше 0,4% и образования фаз Mg₂Si и S при концентрациях магния от 0,4% и 1% соответственно. Влияние магния на температуру равновесного солидуса(T_S) практически не меняется по сравнению с сечением без Fe и Si. В данной системе цинк практически не влияет на фазовый состав и лишь незначительно снижает T_S при концентрациях до 2% как и при отсутствии железа и кремния (рис.3.2б).

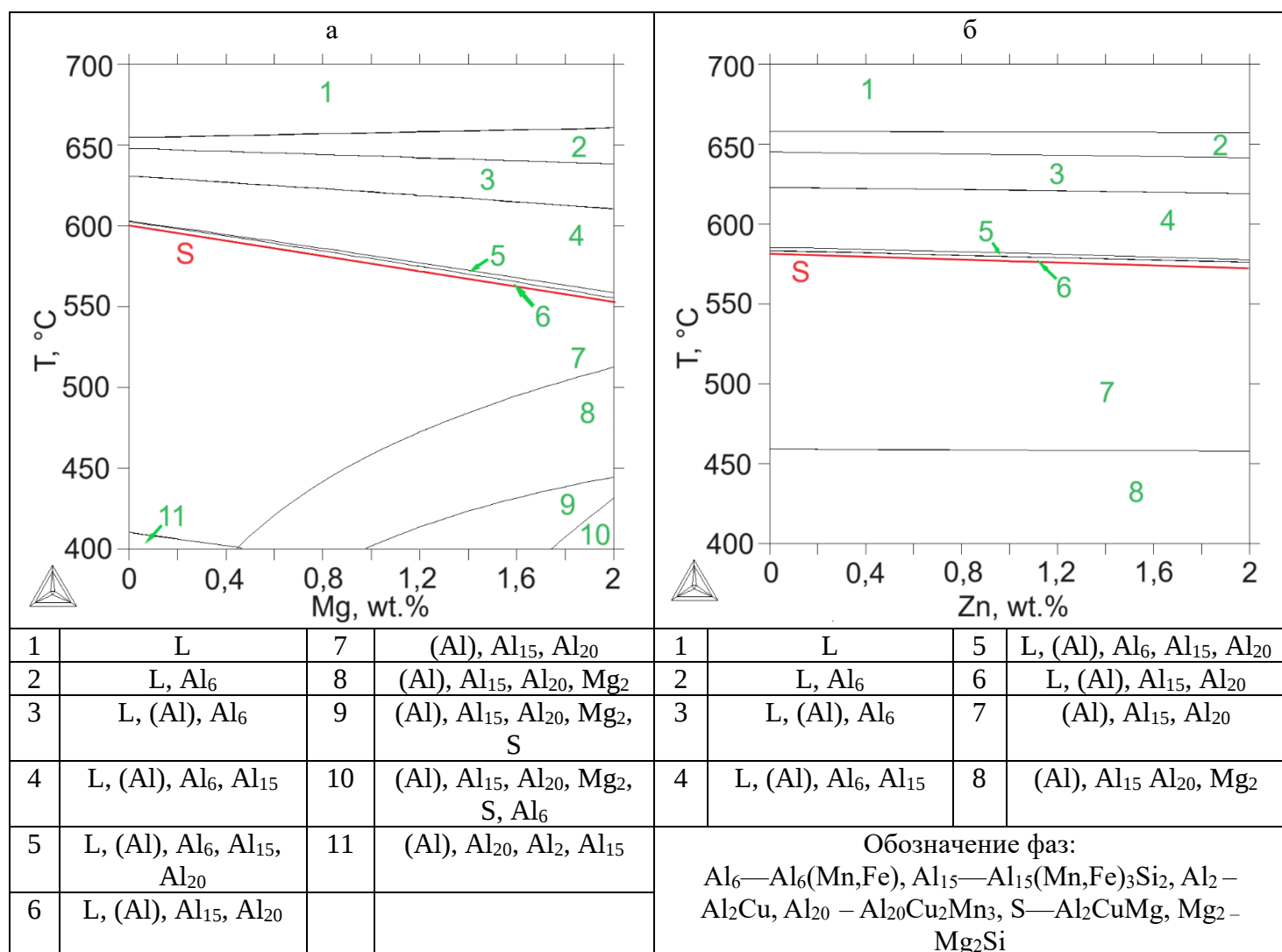


Рис. 3.2. Политермические сечение системы Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn при 2%Cu, 1,5%Mn, 0,4%Fe и 0,4%Si: а) при 1%Zn б) при 1%Mg

Политермические сечения с переменной концентрацией железа и кремния (рис. 3.3) показывают существенное усложнение фазового состава при добавлении этих элементов в базовые сплавы. Железо незначительно влияет на температуру равновесного солидуса (рис.3.3а), в то время как при повышении концентрации кремния выше 0,4% значение T_s резко снижается (рис.3.3б), оставаясь, тем не менее, на достаточно высоком уровне (около 550 °C при 1%Si). Также стоит отметить значительное влияние железа на образование фазы Al₆Mn и как следствие увеличение температуры ликвидуса, более того стоит обратить внимание, что ниже температуры T_s при концентрации железа менее 0,4% присутствует фаза Al₁₅ которая имеет более благоприятную морфологию и является более предпочтительной чем фаза Al₆. Повышение концентрации кремния, в свою очередь, немного снижает температуру ликвидуса. Также повышение концентрации кремния более 0,3% способствует образованию фазы Al₁₅ вместо Al₆ ниже температуры солидуса.

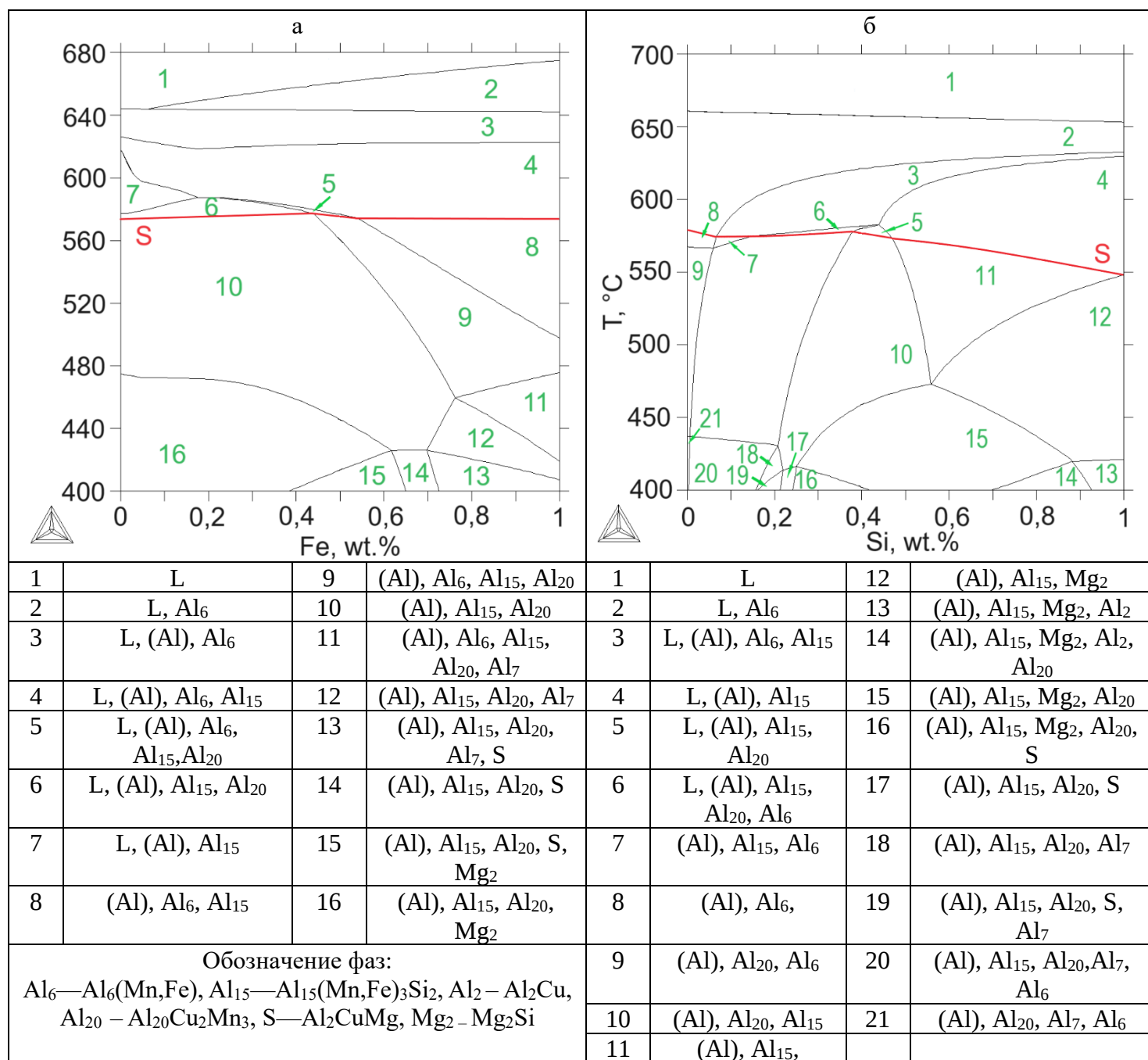


Рис. 3.3. Политермические сечение системы Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn при 2%Cu, 1,5%Mn, 1%Mg и 1%Zn: а) при 0,4%Si, б) при 0,4%F

3.3 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз

Как известно, в условиях неравновесной кристаллизации полное затвердевание может завершаться при более низких температурах по сравнению с T_S , что можно оценить по модели Sheil-Gulliver. Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз от температуры, рассчитанные по данной модели для экспериментальных сплавов приведены на рис. 3.4–3.9. Из рис. 3.4а следует, что в сплаве В кристаллизация должна окончиться при 547 °C с образованием фазы Al₂Cu. В сплаве BF неравновесный солидус (T_{NS}) несколько

ниже, что обусловлено присутствием в его составе кремния, приводящего к образованию эвтектики (Al)+Al₂Cu+Si (рис. 3.4б).

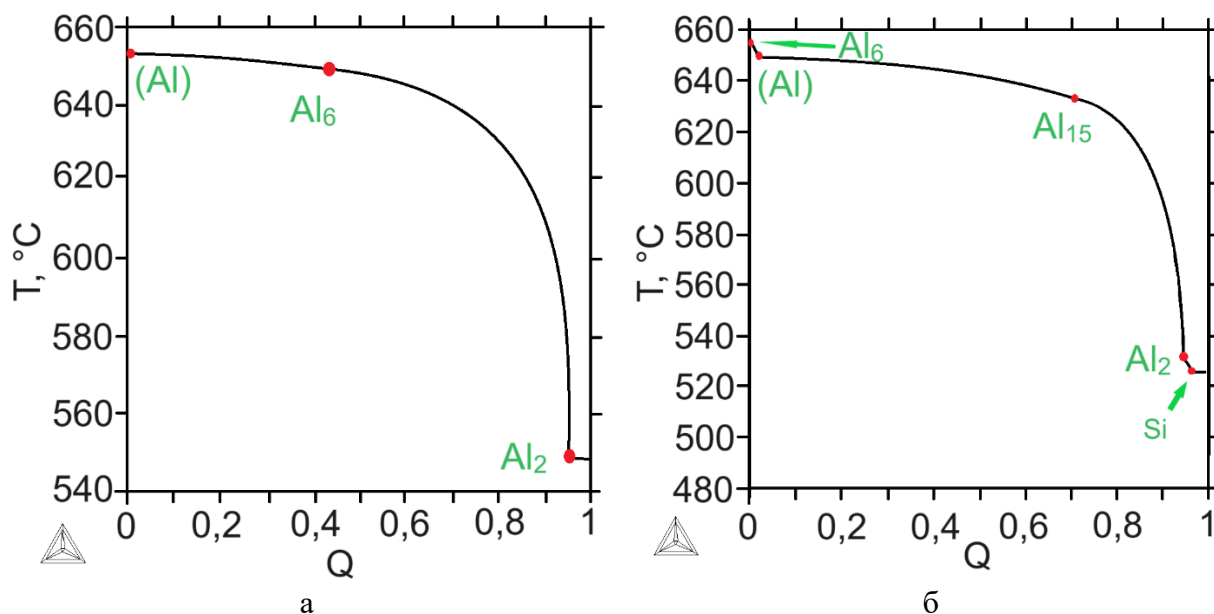


Рис. 3.4 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов: а) В б) BF

Из рис. 3.5а и 3.6а следует, что при повышении концентрации магния T_{NS} также значительно снижается, однако в сплавах BMF и B2MF магний оказывает меньшее влияние на этот параметр, поскольку из-за наличия кремния образуется более высокотемпературная фаза Mg₂Si, которая забирает на себя часть магния подавляя таким образом образование легкоплавкой S – фазы. Также стоит отметить, что в сплаве с 2% Mg даже при отсутствии железа первично образуется фаза Al₆Mn, вероятно это происходит из-за снижения растворимости Mn в (Al) при повышении концентрации магния

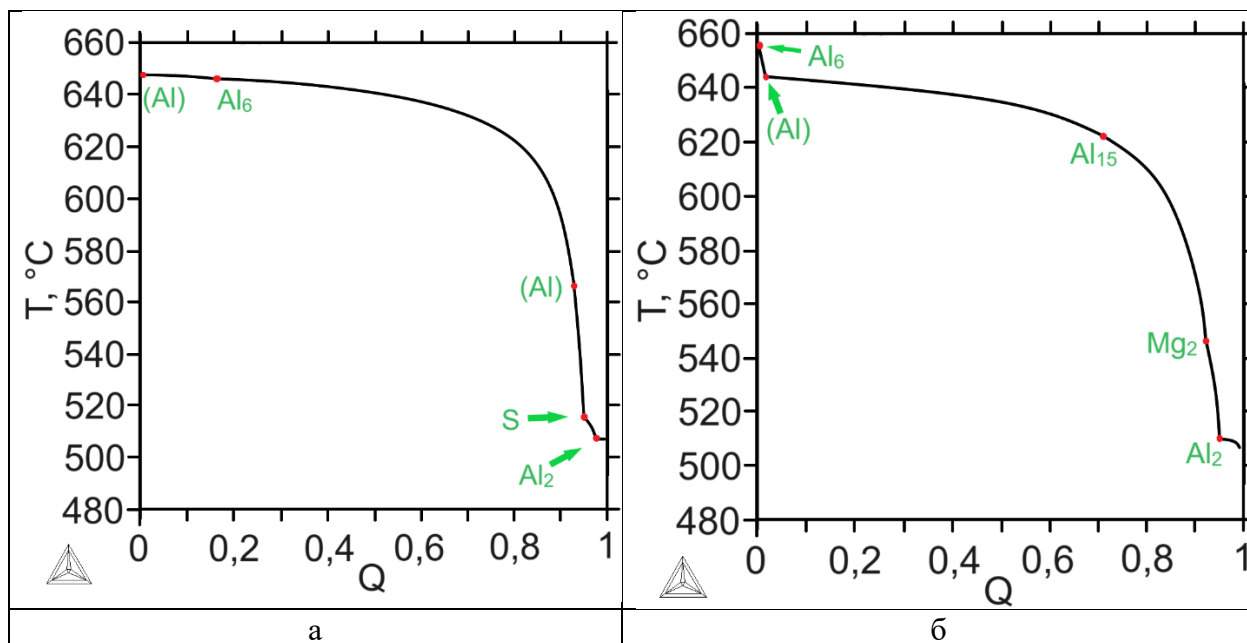


Рис. 3.5 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов: а) BM б) BFM

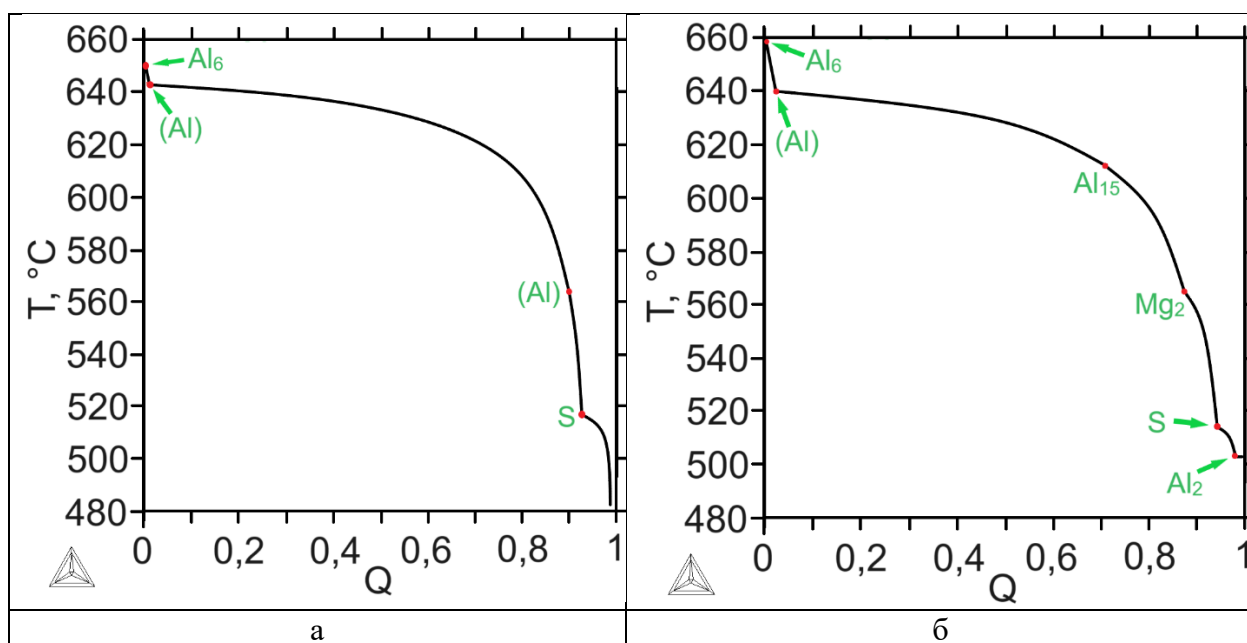


Рис. 3.6 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов: а) B2M б) BF2M

Повышение концентрации цинка, как следует из рисунков 3.7 и 3.8, не оказывает ощутимого влияние на фазовый состав базового сплава, но снижает температуру неравновесного солидуса примерно на 20 °C за 1%,

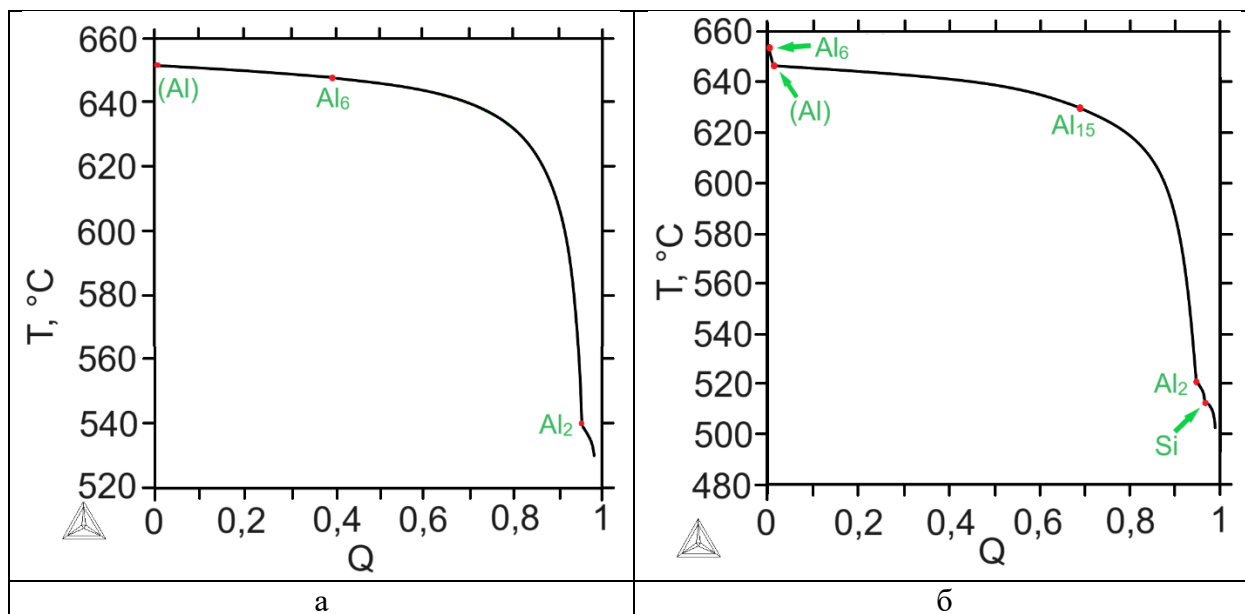


Рис. 3.7 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов: а) BZ б) BFZ

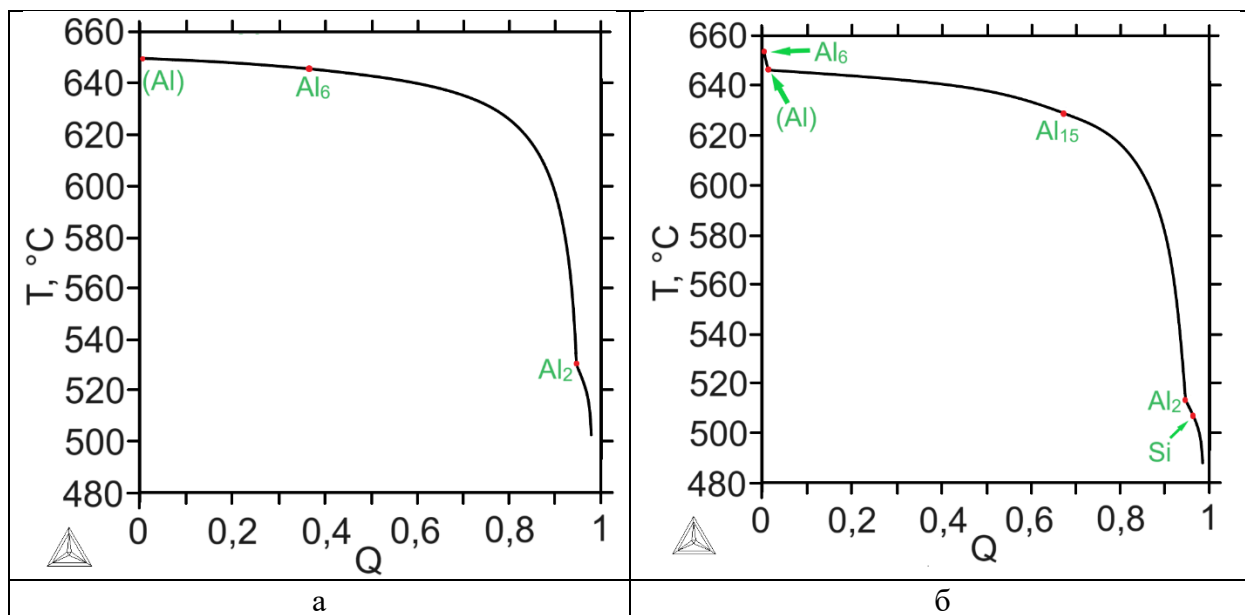


Рис. 3.8 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов: а) B2Z б) BF2Z

Наличие магния и цинка в сплаве BMZ оказывает суммарное влияние и сильно снижает T_{NS} . В сплаве BFMZ (как и в BFM и BF2M), содержащим оба элемента (Mg и Si) вместо S-фазы, образуется фаза Mg_2Si , а последней фаза Al_2Cu (рис. 3.9б), вероятно, в составе многофазной эвтектики. Также следует отметить, что во всех Fe-содержащих сплавах после первичной кристаллизации фазы $Al_6(Fe, Mn)$ происходит образование фазы $Al_{15}(Mn, Fe)_3Si_2$ в результате эвтектической реакции.

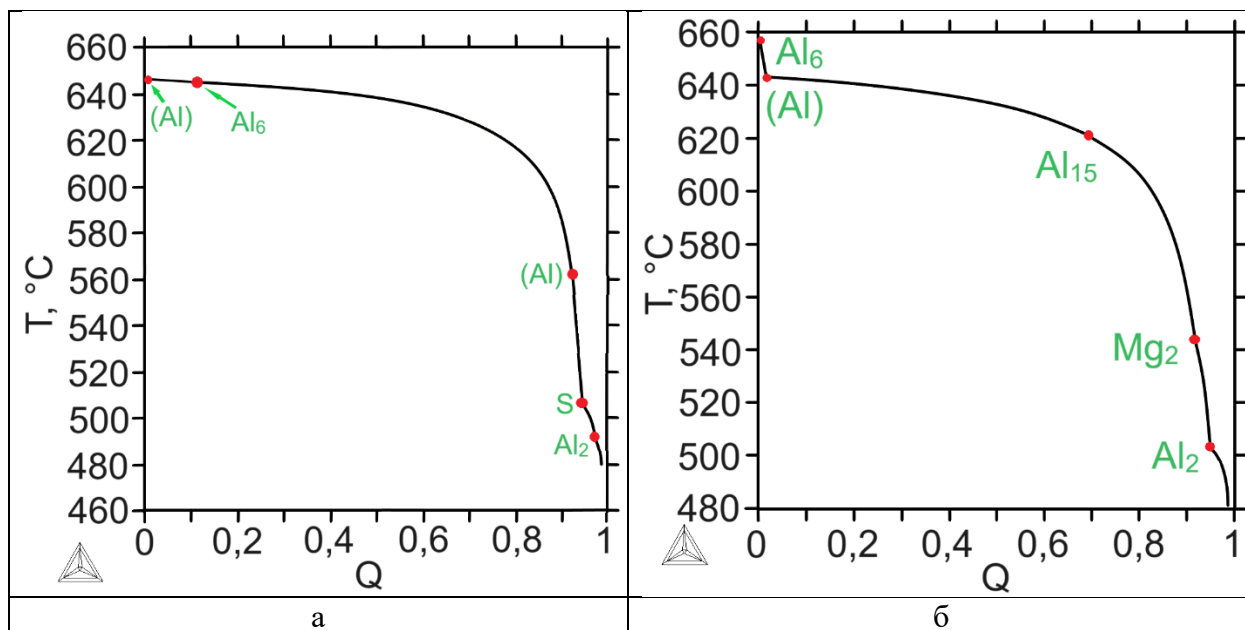


Рис. 3.9 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для экспериментальных сплавов: а) BMZ б) BFMZ

3.4 Изотермические сечения

Предполагая, что после отжига при 400 °C возможно формирование фазового состава, близкого к равновесному, был проведен расчет изотермических разрезов рассматриваемой системы при данной температуре (рис. 3.10, 3.11). Из рис. 3.10а следует, что добавление магния и цинка (по 1%) в базовый сплав не меняет его фазовый состав, в котором кроме (Al) должна присутствовать единственная избыточная фаза Al₂₀Cu₂Mn₃. Из этого следует, что в сплавах В, ВМ, ВZ, В2Z, ВМZ данные элементы должны быть полностью растворены в (Al). Из рис. 3.10а также вытекает, что при повышении концентрации магния более 1,2%(в сплаве В2М) следует ожидать появления S-фазы. Фазовый состав сплава ВF сложнее, поскольку расчет показывает наличие фазы Al₁₅, содержащей Fe, Mn и Si, а также Al₂Cu (рис. 3.10б), такой же фазовый состав в сплавах ВFZ и ВF2Z, что ещё раз подтверждает отсутствие влияния цинка при концентрации до 2% на фазовый состав сплава в данной системе. Фазовый состав сплава ВFMZ вытекает из изотермических разрезов, приведенным на рис. 3.11а,б, согласно которым в нем должны присутствовать фазы Al₂₀, Mg₂Si, S и Al₁₅. Также следует отметить, что в сплаве ВFMZ одновременное снижение концентрации железа и кремния вплоть до 0,1% не повлечет за собой изменение фазового состава так же, как и изменение концентрации магния до 0,5%.

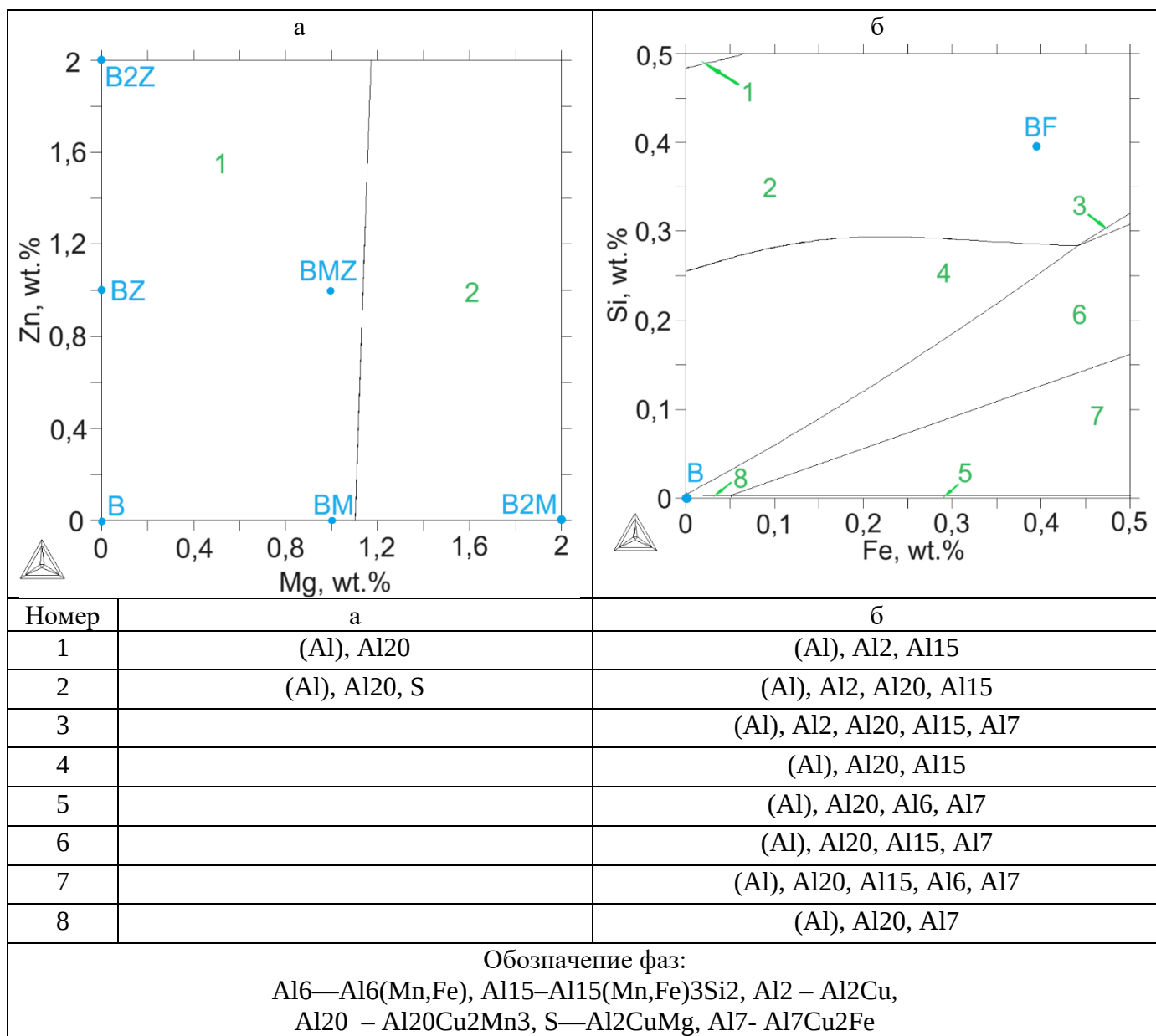


Рис. 3.10. Изотермические сечения систем Al–Cu–Mn–Mg–Zn (а) Al–Cu–Mn–Fe–Si (б) при 2%Cu, 1,5%Mn и 400 °C

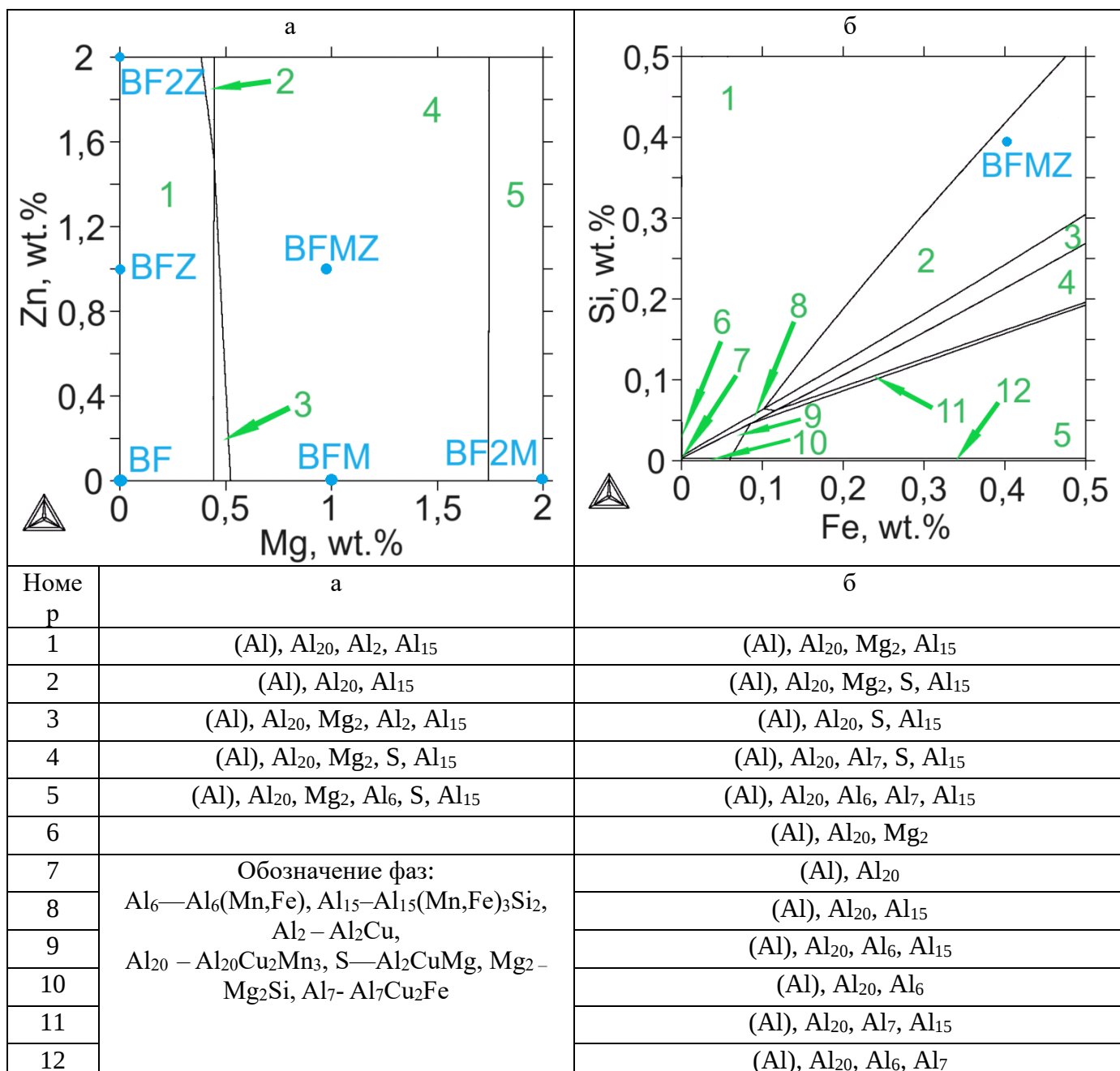


Рис. 3.11. Изотермические сечения системы Al–Cu–Mn–Fe–Si–Mg–Zn при 2%Cu, 1,5%Mn и 400 °C: а) при 0,4%Fe и 0,4%Si; б) при 1%Mg и 1%Zn

3.5 Расчетные параметры фазового состава

Были проведены расчеты равновесного фазового состава при температурах 350, 400 и 450 °C. В таблице 3.1 видно, что при температуре 350 °C в сплавах без железа количество фазы Al₂₀Cu₂Mn₃ находится на высоком уровне и исключением является только сплав с 2% магния, в котором при данной температуре образуется большое количество S-фазы, забирающей практически всю медь, необходимую для образования фазы Al₂₀Cu₂Mn₃, марганец в свою очередь идет на образование фазы Al₆Mn.

Таблица 3.1. Расчетные параметры фазового состава экспериментальных сплавов при 350 °С

Сплав 1	Доля фаз ² , масс.%							Концентрация в (Al), масс.%					
	(Al)	Al ₂	S	Al ₂₀	Al ₁₅	Mg ₂ Si	Al ₆	Cu	Mg	Zn	Mn	Fe	Si
B	92,4	0,12	-	7,46	-	-	-	0,87	-	-	0,02	<0.01	<0.01
BM	91,6	-	0,98	7,42	-	-	-	0,47	0,91	-	0,03	<0.01	<0.01
B2M	90,4	-	3,81	<0.01	-	-	5,8	0,32	1,48	-	0,04	<0.01	<0.01
BZ	92,5	0,07	-	7,45	-	-	-	0,89	0	1,08	0,02	<0.01	<0.01
B2Z	92,5	0,03	-	7,46	-	-	-	0,91	0	2,16	0,06	<0.01	<0.01
BMZ					-	-	-		0,91			<0.01	<0.01
	91,6	-	0,95	7,42				0,48	3	1,09	0,03		
BF	91,3	1,53	0	2,3	4,86	-	-	0,87	-	-	0,02	<0.01	0,013
BFM	90,4	-	1,37	4,52	3,29	0,44	-	0,76	0,54	-	0,03	<0.01	<0.01
BF2M	88,2	-	3,37	0,26	0,23	1,05	6,95	0,11	0,85	-	0,03	<0.01	<0.01
BFZ	91,4	1,49	-	2,3	4,86	-	-	0,89	-	1,09	0,02	<0.01	0,013
BF2Z	91,4	1,46	-	2,29	4,86	-	-	0,91	-	2,18	0,02	<0.01	0,012
BFMZ	90,4	-	1,34	4,52	3,29	0,44	-	0,78	0,55	1,1	0,03	<0.01	<0.01

¹состав см. в табл. 2.1, ²обозначение фаз см. на рис. 3.1, 3.2, 3.3

Из табл. 3.2 вытекает, что при температуре 400 °С в сплавах с железом доля фазы Al₂₀Cu₂Mn₃ в 2-3 раз меньше по сравнению со сплавами без железа при этом в сплавах с одновременным содержанием магния, железа и кремния количество этой фазы выше. Это происходит из-за того, что магний частично забирает на себя кремний образуя фазу Mg₂Si, уменьшая таким образом долю фазы Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂, которая образуется при кристаллизации и забирает часть марганца, необходимого для образования дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃.

Расчет состава (Al) показывает полное растворение в нем Mg и Zn (во всех сплавах кроме B2M и BF2M), в то время как концентрации Mn, Fe и Si пренебрежимо малы. Стоит отметить увеличение растворимости меди в (Al) в сплавах BF, BFM, BFZ, BF2Z, BMFZ. Это также связано с уменьшением количества фазы Al₂₀Cu₂Mn₃.

Таблица 3.2. Расчетные параметры фазового состава экспериментальных сплавов при 400 °С

Сплав 1	Доля фаз ² , масс.%							Концентрация в (Al), масс.%					
	(Al)	Al ₂	S	Al ₂₀	Al ₁₅	Mg ₂ Si	Al ₆	Cu	Mg	Zn	Mn	Fe	Si
B	92.7	-	-	7.28	-	-	-	0.96	-	-	0.06	-	-
BM	92.7	-	-	7.3	-	-	-	0.95	1.08	-	0.06	-	-
B2M	92.1	-	0.7	7.25	-	-	-	0.63	2.04	-	0.07	-	-
BZ	92.7	-	-	7.28	-	-	-	0.96	-	1.08	0.06	-	-
B2Z	92.7	-	-	7.27	-	-	-	0.96	-	2.16	0.06	-	-
BMZ	92.7	-	-	7.3	-	-	-	0.95	1.08	1.08	0.06	-	-
BF	92.4	0.38	-	2.53	4.67	-	-	1.47	-	-	0.05	<0.01	<0.01
BFM	91.8	-	0.12	4.29	3.4	0.38	-	1.39	0.81	-	0.05	<0.01	0.01
BF2M	89.9	-	1.67	3.09	1.66	0.77	2.94	0.85	1.36	-	0.06	<0.01	<0.01
BFZ	92.5	0.31	-	2.52	4.68	-	-	1.51	-	1.08	0.05	<0.01	0.03
BF2Z	92.6	0.24	-	2.51	4.69	-	-	1.55	-	2.16	0.05	<0.01	0.03
BFMZ	91.9	-	0.06	4.29	3.4	0.38		1.42	0.81	1.09	0.05	<0.01	0.01

¹состав см. в табл. 2.1, ²обозначение фаз см. на рис. 3.1, 3.2, 3.3

В таблице 3.3 видно, что при температуре 450 °С происходит полное растворение фазы Al₂Cu и S-фазы и как следствие полное растворение магния в (Al) практически во всех сплавах.

Таблица 3.3. Расчетные параметры фазового состава экспериментальных сплавов при 450 °С

Сплав 1	Доля фаз ² , масс.%							Концентрация в (Al), масс.%					
	(Al)	Al ₂	S	Al ₂₀	Al ₁₅	Mg ₂ Si	Al ₆	Cu	Mg	Zn	Mn	-	-
B	93,1	-	-	6,92	-	-	-	1,01	-	-	0,14	-	-
BM	93,1	-	-	6,95	-	-	-	1,01	1,08	-	0,13	-	-
B2M	93	-	-	6,99	-	-	-	1	2,15	-	0,12	-	-
BZ	93,1	-	-	6,9	-	-	-	1,02	-	1,07	0,14	-	-
B2Z	93,1	-	-	6,9	-	-	-	1,02	2,15	-	0,14	-	-
BMZ	93,1	-	-	6,94	-	-	-	1,01	1,08	1,07 5	0,13	-	-
BF	93	-	-	2,44	4,55	-	-	1,7	-	-	0,1	<0.01	0,047
BFM	92,9	-	-	2,72	4,33	0,09	-	1,67	1,02	-	0,1	<0.01	0,036
BF2M	92,1	-	-	4,26	3,23	0,44	-	1,45	1,87	-	0,1	<0.01	0,011
BFZ	93	-	-	2,4	4,56	-	-	1,7	-	1,07	0,1	<0.01	0,045
BF2Z	93,1	-	-	2,36	4,58	-	-	1,71	-	2,15	0,11	<0.01	0,044
BFMZ	92,9	-	-	2,65	4,37	0,08	-	1,68	1,02	1,08	0,1	<0.01	0,036

¹состав см. в табл. 2.1, ²обозначение фаз см. на рис. 3.1, 3.2, 3.3

По расчётам при всех температурах можно наблюдать, что в сплавах без железа количество фазы Al₂₀Cu₂Mn₃ мало зависит от температуры в рассмотренном диапазоне и практически не зависит от наличия магния и цинка исключением является сплав с содержанием 2% магния при температуре 350 °С. В сплавах с железом картина несколько

меняется, и доля фазы Al_{20} значительно снижается по сравнению со сплавами без железа. Также можно наблюдать, что при температурах 350 и 400 °C сплавы с 1% магния содержат практически в два раза большее количество фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Однако следует отметить, что расчет равновесного фазового состава не позволяет оценить распределение марганца между частицами кристаллизационного происхождения и дисперсоидами. Цинк в свою очередь во всех сплавах и при всех температурах находится в твердом растворе алюминия.

В таблице 3.4 отображены температуры равновесных и неравновесных солидусов (T_S – равновесный и T_{NS} – неравновесный), ликвидусов (T_L – равновесный и T_{NL} – неравновесный) и интервалов кристаллизации всех сплавов, рассчитанных с использованием программного обеспечения Thermocalc. Видно, что T_L и T_{NL} для всех сплавов не отличаются друг от друга, в то время как T_S и T_{NS} отличаются значительно. Вследствие чего неравновесные интервалы кристаллизации значительно больше равновесных (в некоторых случаях разница составляет более 100 °C).

Таблица 3.4. Расчетные параметры равновесной и неравновесной кристаллизации

Сплав	T_S	T_{NS}	T_L	T_{NL}	$T_L - T_S$	$T_{NL} - T_{NS}$
B	619	548	654	654	35	106
BM	600	507	649	649	49	142
B2M	580	481	648	648	68	167
BZ	615	523	652	652	37	129
B2Z	612	501	650	650	38	149
BMZ	596	479	647	647	51	168
BF	603	524	655	655	52	131
BFM	581	506	658	658	77	152
BF2M	558	502	661	661	103	159
BFZ	600	504	655	655	55	151
BF2Z	596	486	655	655	59	169
BFMZ	576	480	658	658	82	178

3.6 Выводы по главе 3

С использованием расчетных методов изучено влияние магния, цинка, железа и кремния на фазовый состав базового сплава $Al-2\%Cu-1.5\%Mn$.

1. Расчет политеермических разрезов системы $Al-Cu-Mn-Fe-Si-Mg-Zn$ при 2%Cu и 1,5%Mn показывает усложнение фазового состава при добавлении магния к базовому сплаву образуя дополнительно S-фазу. В присутствии железа и кремния магний оказывает еще большее влияние, образуя фазу дополнительно фазу с кремнием Mg_2Si . Цинк в свою очередь практически не повлиял на фазовый состав, как при наличии, так и при отсутствии

железа и кремния. Помимо фаз Al_2Cu и $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ возможно образование новых фаз: $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$, $\text{Al}_{15}(\text{Mn}, \text{Fe})_3\text{Si}_2$, S (Al_2CuMg) и Mg_2Si .

2. Расчетные зависимости массовых долей твердых фаз от температуры при неравновесной кристаллизации показали, что при повышении концентрации магния, вместо фазы Al_2Cu , образуется S-фаза. В присутствии железа и кремния подавление образования фазы Al_2Cu происходит только при 2% магния, это происходит в связи с образованием фазы Mg_2Si . Также каждый 1% магния снижает температуру неравновесного солидуса ~на 30 °С. Цинк, как и в случае с равновесной кристаллизацией не оказывает существенного влияния на фазовый состав и снижает температуру неравновесного солидуса на 20 °С за 1%.

3. Расчет изотермических разрезов при температуре 400 °С показывает, что добавление магния и цинка (по 1%) в базовый сплав не меняет его фазовый состав, также вытекает, что при повышении концентрации магния более 1,2%(в сплаве B2M) следует ожидать появления S-фазы. В присутствии железа и кремния фазовый состав существенно усложняется и в сплаве BFMZ должны присутствовать фазы Al_{20} , Mg_2Si , S и Al_{15} . Одновременное снижение концентраций железа и кремния вплоть до 0,1% не повлечет за собой изменения фазового состава, так же, как и изменение концентрации магния до 0,5%.

4. Расчеты равновесного фазового состава при температурах 350, 400 и 450 °С показывают, что при температуре 350 °С в сплавах без железа количество фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ находится на высоком уровне и исключением является только сплав с 2% магния. При температуре 400 °С в сплавах с железом доля фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ в 2-3 раз меньше по сравнению со сплавами без железа. При температуре 450 °С происходит полное растворение фазы Al_2Cu и S-фазы и как следствие полное растворение магния в (Al) практически во всех сплавах.

5. По расчётам при всех температурах можно наблюдать, что в сплавах без железа количество фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ мало зависит от температуры в рассмотренном диапазоне и практически не зависит от наличия магния и цинка. В сплавах с железом картина несколько меняется, и доля фазы Al_{20} значительно снижается по сравнению со сплавами без железа. Также можно наблюдать, что при температурах 350 и 400 °С сплавы с 1% магния содержат практически в два раза большее количество фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. Однако следует отметить, что расчет равновесного фазового состава не позволяет оценить распределение марганца между частицами кристаллизационного происхождения и дисперсоидами. Цинк в свою очередь во всех сплавах и при всех температурах находится в твердом растворе алюминия.

Глава 4. Влияние Mg, Zn, Fe, Si на структуру и механические свойства базового сплава Al–2%Cu–1,5%Mn

На основании анализа литературных данных и результатов расчетно-экспериментальной части, представленной в третьей главе, был обоснован выбор концентраций легирующих и примесных элементов, для изучения их совместного и раздельного влияния на сплавы типа АЛТЭК.

В данной главе будут рассмотрены результаты изучения микроструктуры, механических и физических свойств основных экспериментальных сплавов на основе сплава Al-2Cu-1.5Mn (АЛТЭК) с различными концентрациями Mg и Zn, легирующих компонентов, которые являются упрочняющими в 2xxx и 7xxx сериях сплавов. А также Fe и Si, как примесных элементов оказывающих негативное влияние в большинстве марочных сплавах.

4.1 Микроструктура слитков первой серии экспериментальных сплавов

Анализ микроструктуры слитков (10F) был сосредоточен на морфологии избыточных фаз, их идентификации (таблица 4.1) и определении состава твердого раствора алюминия (таблица 4.2). В то же время было принято во внимание, что формирование структур слитков при неравновесном затвердевании всегда происходит в производственных условиях, и фазовый состав часто сильно отличается от равновесного состава.

Анализ микроструктур слитков, приведенных на рисунках ниже, показывает, что фазовый состав всех экспериментальных сплавов достаточно хорошо коррелирует с расчетными зависимостями T–Q (рис. 3.4-3.9). Единственное несоответствие заключается в том, что в сплавах BF, BFM, BF2M, BFZ, BF2Z, BFMZ происходит подавление образования фазы $Al_6(Fe,Mn)$.

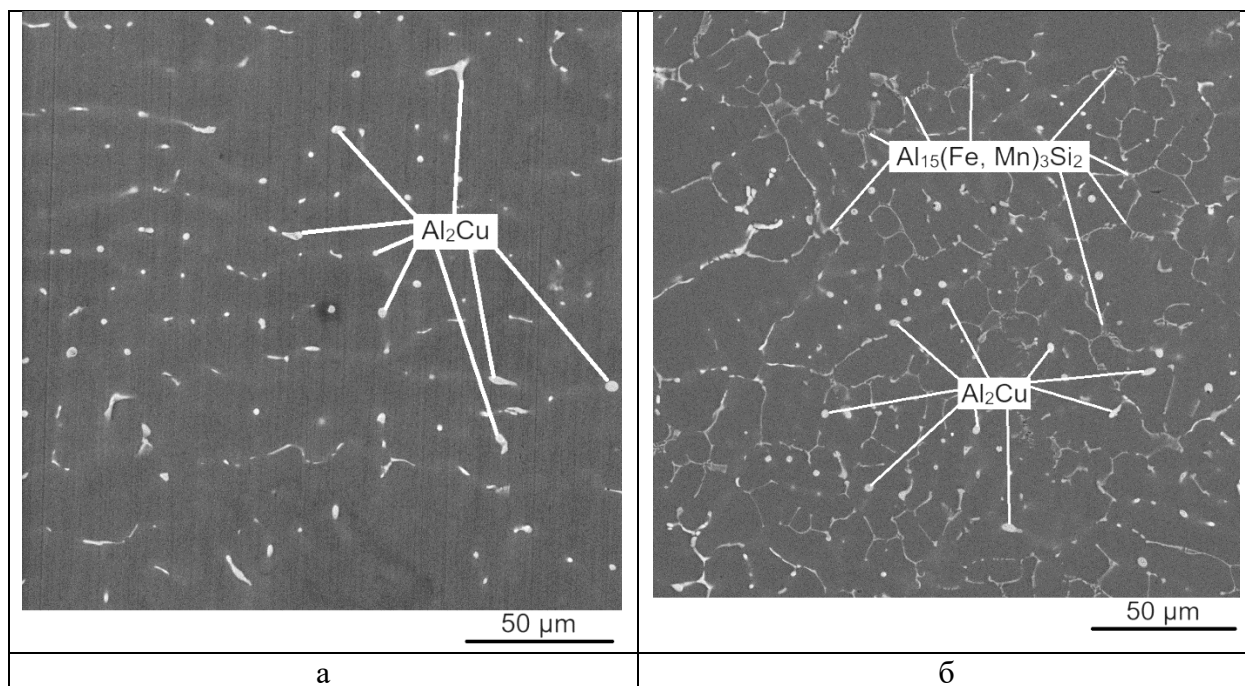


Рис. 4.1. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) В, б) ВF

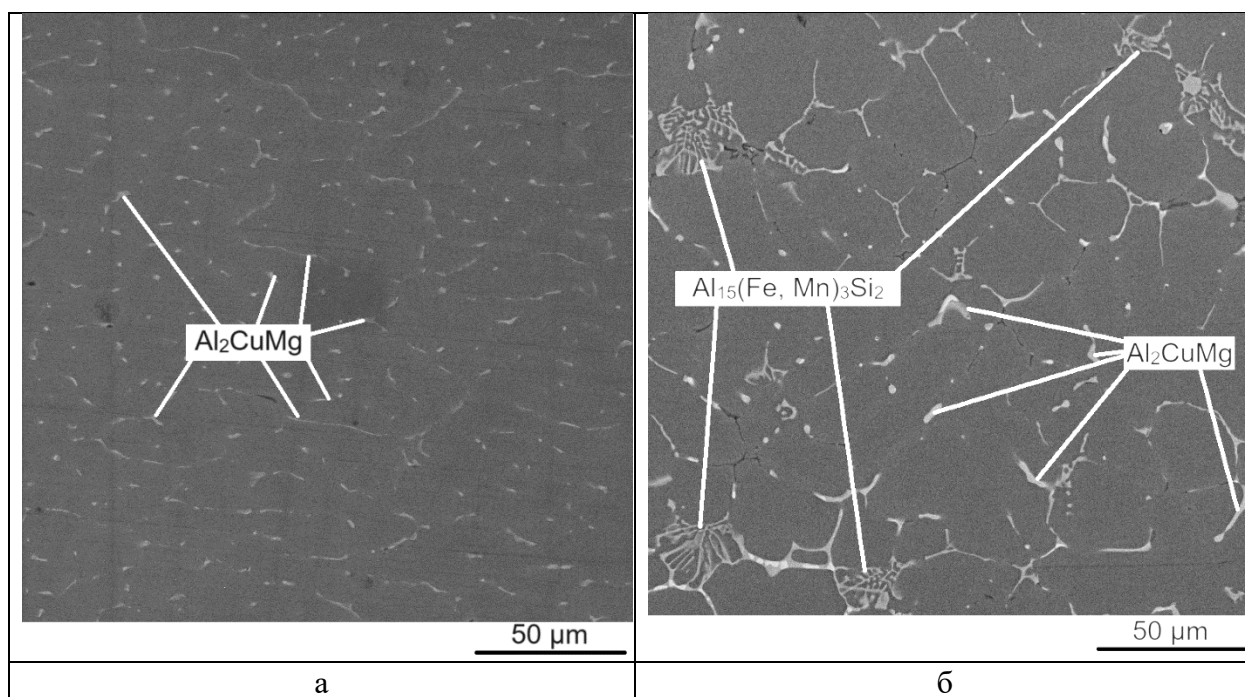


Рис. 4.2. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) ВМ, б) ВFM

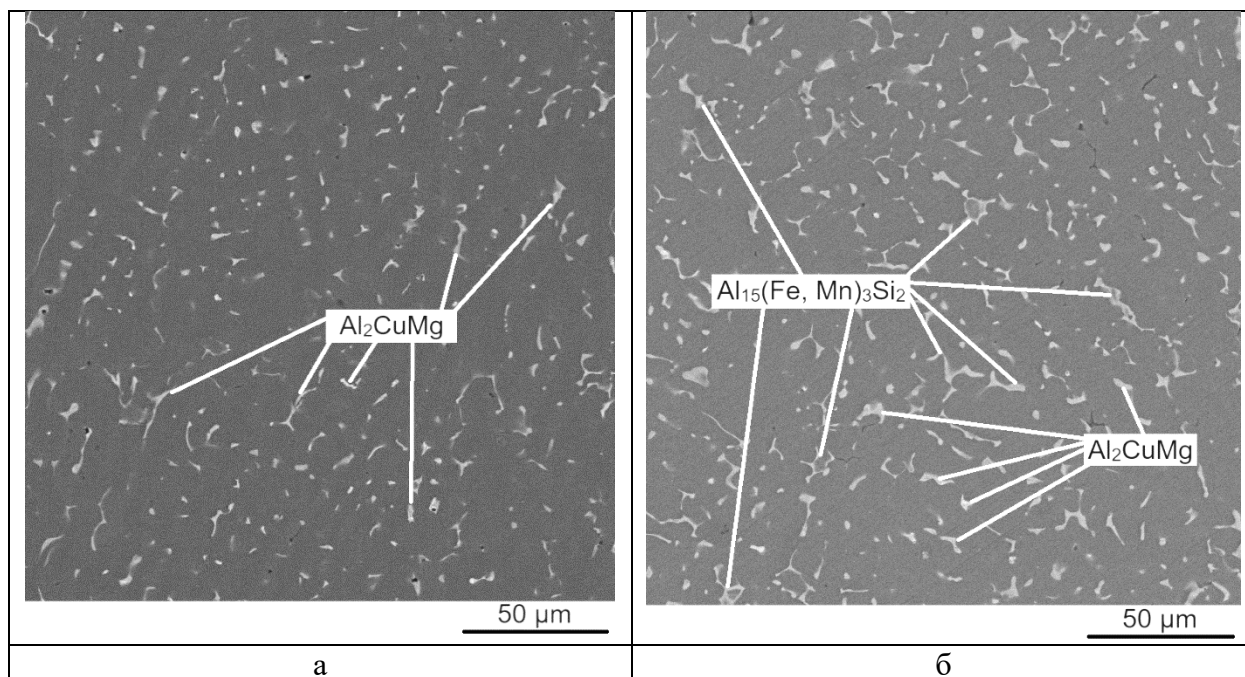


Рис. 4.3. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) В2М, б) ВF2М

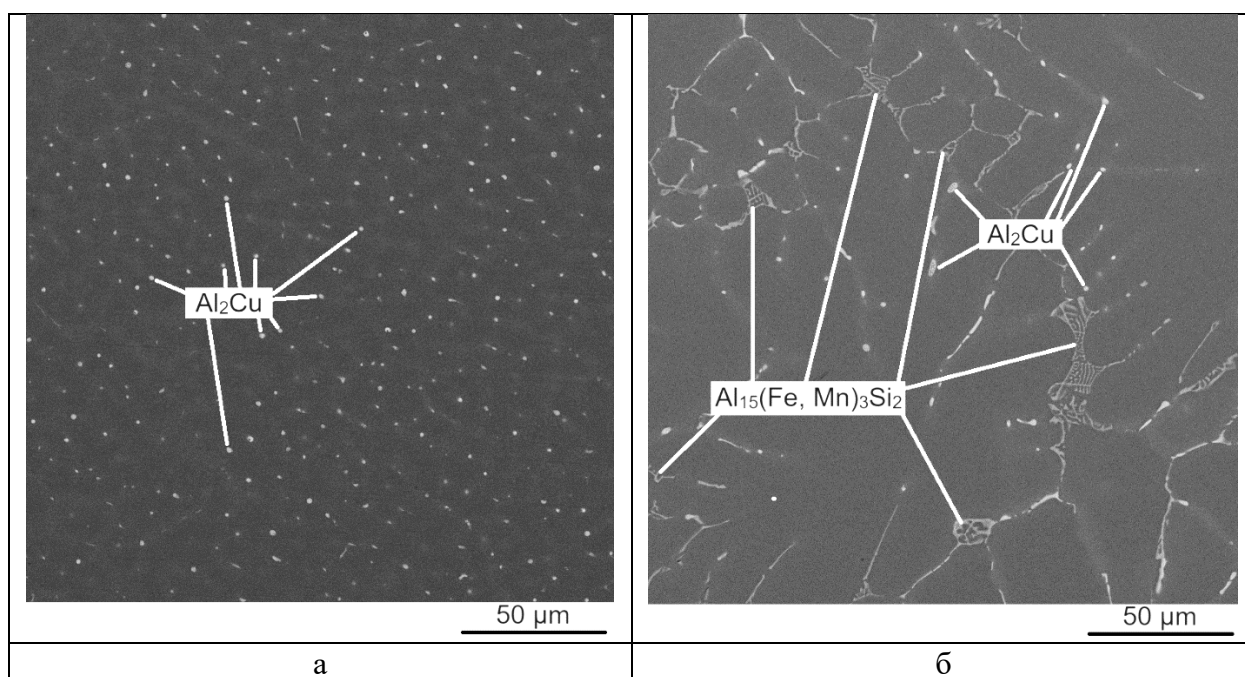


Рис. 4.4. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) ВZ, б) ВFZ

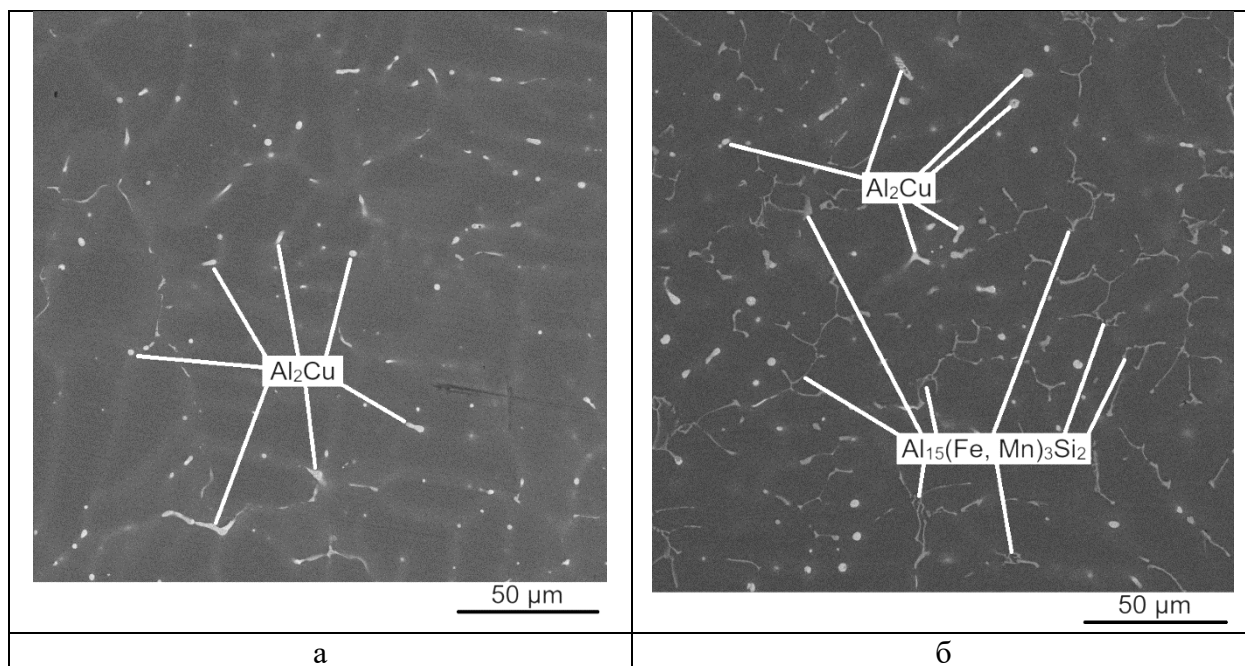


Рис. 4.5. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) B2Z, б) BF2Z

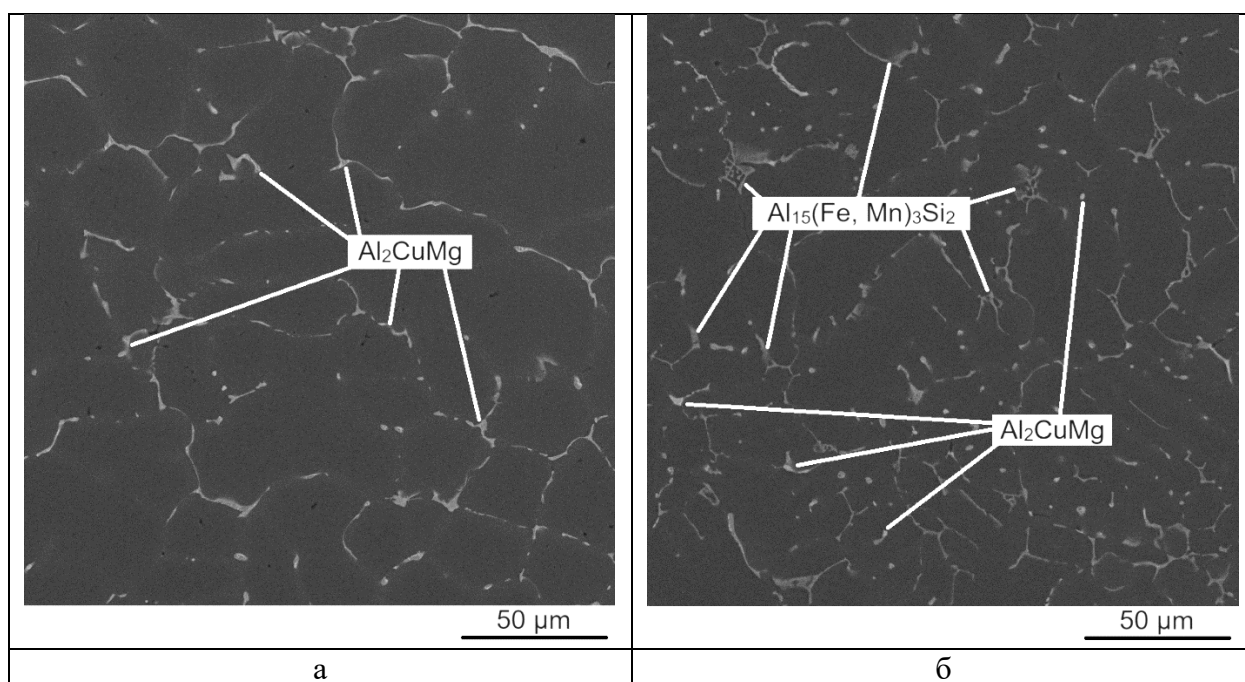


Рис. 4.6. Микроструктура слитков экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) BMZ, б) BFMZ

Таблица 4.1. Обнаруженные избыточные фазы в экспериментальных сплавах.

Сплав ¹	Избыточные фазы ² эвтектического происхождения	
	Слиток (10F)	Отожженные холоднокатаные листы (0.5CR400)
B	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅
BM	S, Al ₆ , Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅
B2M	S, Al ₆ , Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅
BZ	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅
B2Z	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅
BMZ	S, Al ₆ , Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₆ , Al ₁₅
BF	Al ₂ Cu, Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₁₅
BFM	Al ₂ Cu, S, Al ₁₅ , Mg ₂ Si	S, Al ₁₅ , Mg ₂ Si
BF2M	Al ₂ Cu, S, Al ₁₅ , Mg ₂ Si	S, Al ₁₅ , Mg ₂ Si
BFZ	Al ₂ Cu, Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₁₅
BF2Z	Al ₂ Cu, Al ₁₅	Al ₂ Cu, Al ₁₅
BFMZ	Al ₂ Cu, S, Al ₁₅ , Mg ₂ Si	S, Al ₁₅ , Mg ₂ Si

¹см. в табл. 2.1, ²Al₆ – Al₆(Mn,Fe), Al₁₅ – Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂, S – Al₂CuMg

Таблица 4.2. Химический состав твердого раствора алюминия в отлитых слитках (10F).

Сплав ¹	Концентрация (Al), масс.%					
	Cu	Mn	Mg	Zn	Si	Fe
B	0.88	1.29	<0.01	<0.01	0.04	<0.01
BM	0.85	1.27	0.77	<0.01	<0.01	<0.01
B2M	0.78	1.31	1.49	<0.01	0.02	<0.01
BZ	1.12	1.29	<0.01	0.85	<0.01	<0.01
B2Z	0.82	1.31	<0.01	1.91	0.01	<0.01
BMZ	0.54	1.22	0.44	0.71	<0.01	<0.01
BF	0.68	1.16	<0.01	<0.01	0.08	<0.01
BFM	0.68	1.06	0.63	<0.01	0.02	<0.01
BF2M	0.53	1.15	1.2	<0.01	0.02	<0.01
BFZ	0.78	1.09	<0.01	0.85	0.06	<0.01
BF2Z	0.82	1.31	<0.01	1.91	0.06	<0.01
BFMZ	0.81	1.18	0.71	0.84	0.06	<0.01

¹см. в табл. 2.1

Общей особенностью структур всех экспериментальных сплавов было наличие небольших количеств частиц Cu-содержащей фазы, которые образовались в результате неравновесного затвердевания. Эти частицы расположены вдоль границ дендритных ячеек первичных кристаллов (Al). В сплавах, без Mg, присутствовала фаза Al₂Cu (4.1, 4.4, 4.5), тогда как в сплавах с Mg также были обнаружены частицы фазы Al₂CuMg (4.2, 4.3, 4.6). Ожидается, что в сплавах серии В количество Fe-содержащих фаз будет небольшим (4.1a-4.6a). Преимущественно были обнаружены частицы фазы Al₆(Mn,Fe), но частицы, содержащие Si, были идентифицированы как Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂. Частицы обеих Fe-содержащих фаз были распределены по границам дендритных ячеек, и их морфология незначительно отличалась от морфологии частиц фазы Al₂Cu и Al₂CuMg (4.1a-4.6a).

В сплавах серии BF почти все проанализированные частицы состояли из фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, со скелетной морфологией, типичной для этой фазы (4.1б-4.6б). Небольшое количество фазы Mg_2Si также было обнаружено в сплавах BFM и BFMZ (4.6). В целом, как и ожидалось, микроstructures сплавов, содержащих железо и кремний, отличаются от микроstructures сплавов с низким содержанием этих элементов значительно большим количеством Fe-содержащих частиц (сравните левое и правое изображения SEM на рисунках 4.1–4.6). Равномерное распределение этих частиц и относительно благоприятная морфология (отсутствие частиц игольчатой формы) предполагают достаточно высокую технологичность изготовления слитков из сплава серии BF при деформации.

Согласно данным МРСА, в сплавах серии В почти весь марганец был растворен в (Al). В сплавах серии BF концентрация Mn в (Al) несколько ниже, поскольку, согласно (таблица с хим составом), его концентрация в этих сплавах примерно на 0,1% меньше, чем в сплавах серии В. Более того, это можно объяснить тем фактом, что часть этого элемента связана с фазой $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$. Цинк (в сплавах, где он присутствует) полностью растворяется в (Al), в то время как магний и медь растворяются лишь частично, поскольку они образуют частицы эвтектической фазы Al_2Cu и Al_2CuMg .

4.2 Микроstructure горячекатаных листов

Бездефектные листы экспериментальных сплавов были получены методом горячей прокатки. Анализ микроstructure горячекатаных листов показал, что частицы железосодержащей фазы, образовавшиеся при литье (рис.4.1-4.6), остались после прокатки (рис. 4.7–4.12) из-за низкой растворимости железа в (Al). Количество частиц Al_2Cu и Al_2CuMg незначительно уменьшилось, поскольку магний и медь частично растворились в (Al) при нагревании при 400°C (до и во время прокатки). Следует отметить, что произошло значительное улучшение морфологии частиц кристаллизационного происхождения из-за их фрагментации при деформации. Этот эффект был наиболее выражен в структурах сплавов серии BF (рис.4.7б-4.12б).

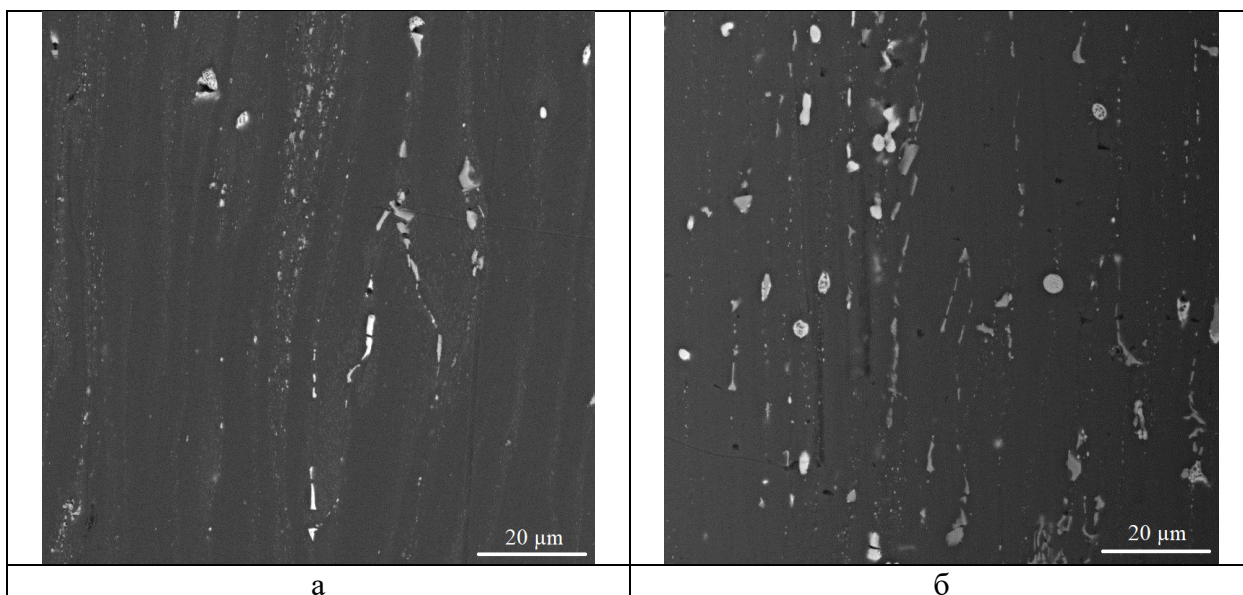


Рис.4.7. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) В, б) ВF

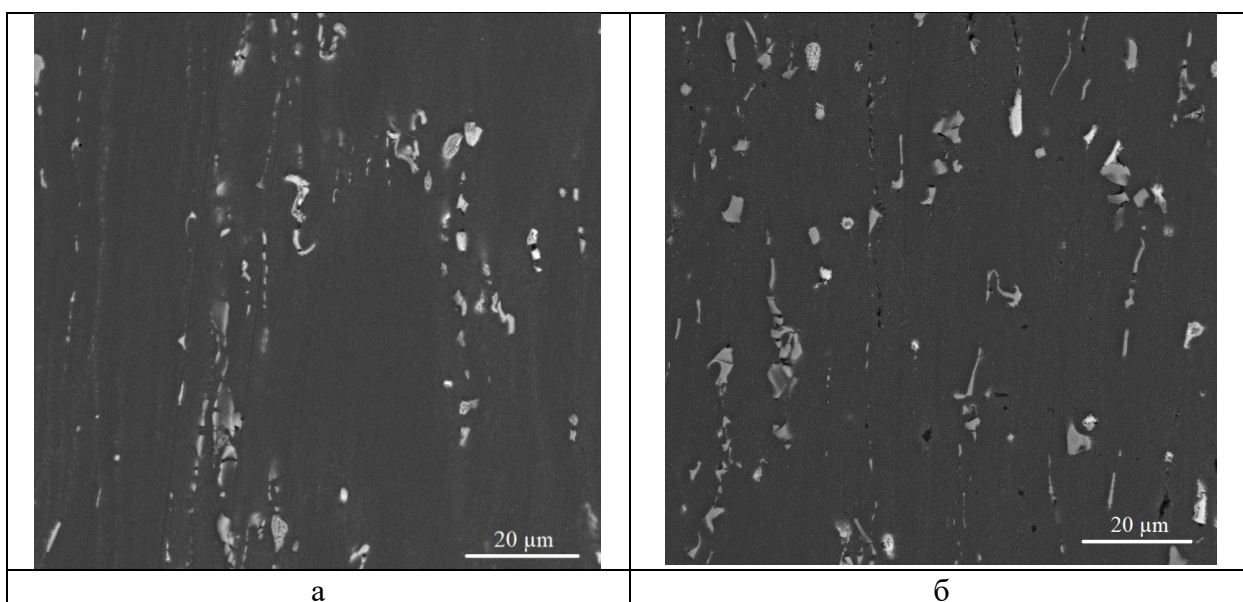


Рис.4.8. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) ВМ, б) ВFM

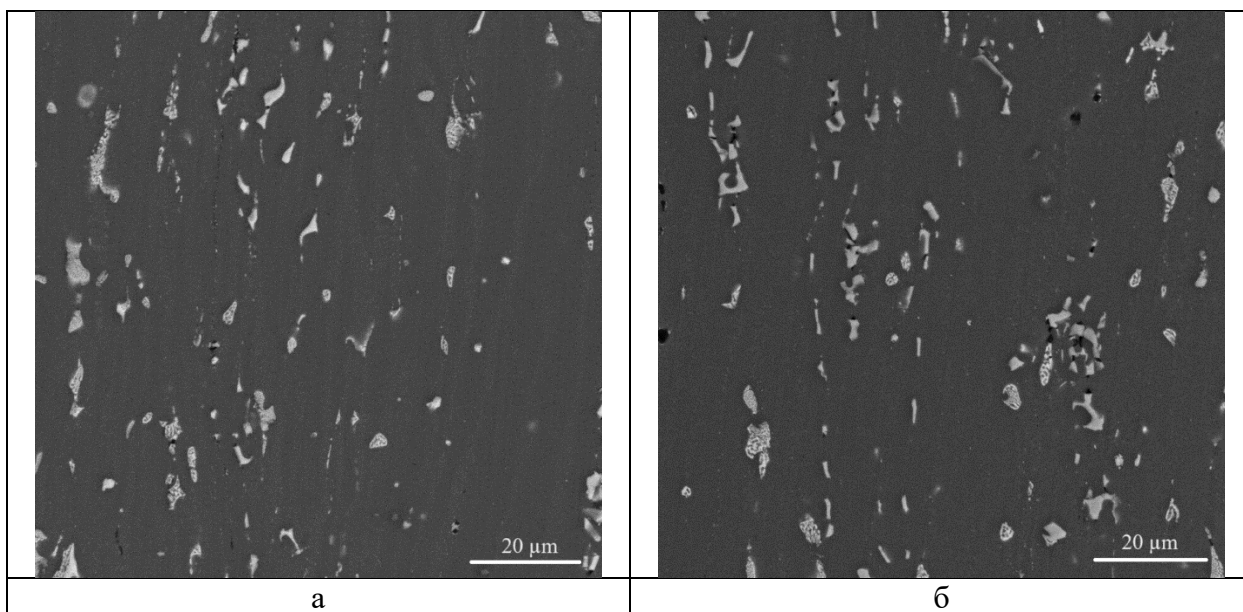


Рис.4.9. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) B2M, б) BF2M

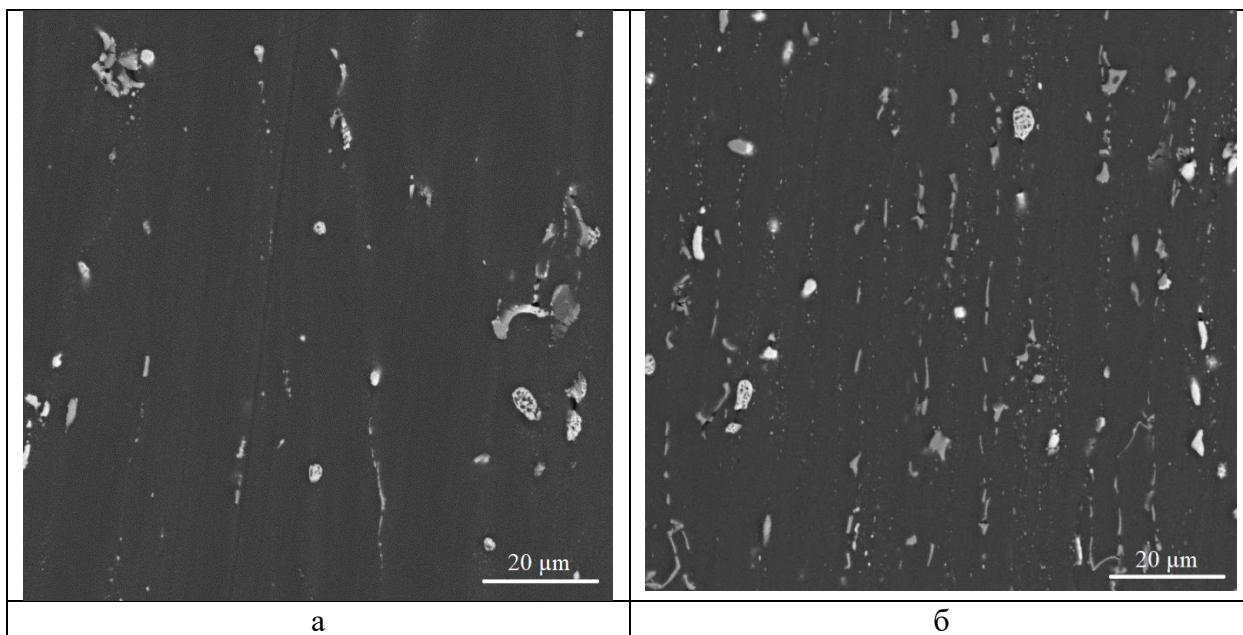


Рис.4.10. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) BZ, б) BFZ

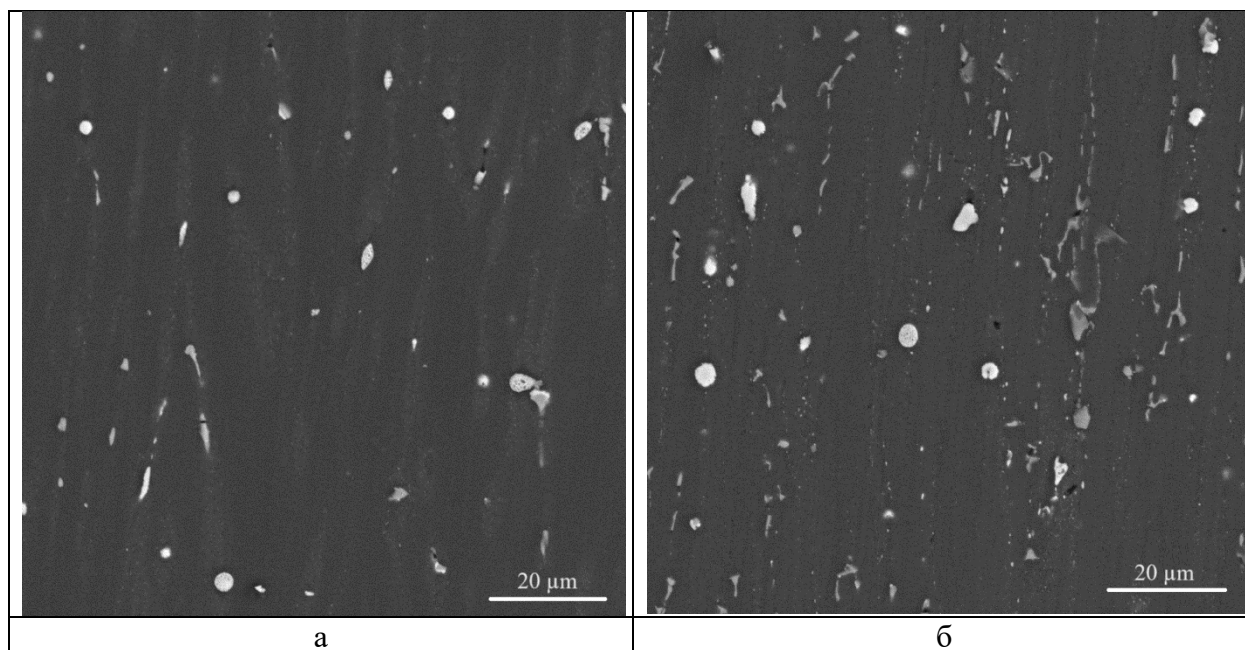


Рис.4.11. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) B2Z, б) BF2Z

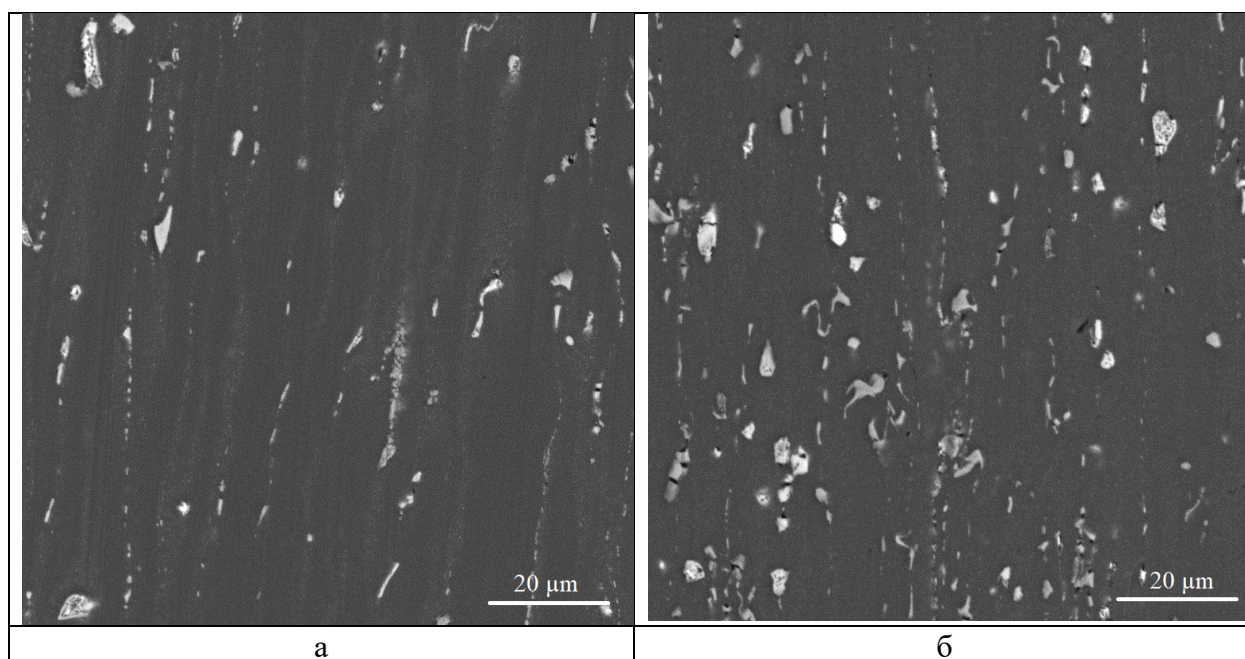


Рис.4.12. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) BMZ, б) BFMZ

В дополнение к изменениям микроструктуры, описанным выше, нагрев при 400°C во время горячей прокатки, согласно нашей предыдущей работе, должен приводить к частичному распаду (Al) и последующему образованию дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ [107-111]. Поскольку их размеры не превышали 100 нм, они не были обнаружены.

4.3 Влияние концентрации магния и цинка на твердость и электросопротивление горячекатаных листов

На рисунке 4.13 представлены зависимости твердости горячекатаных листов от концентрации цинка и магния, в исходном состоянии и при разных температурах ступенчатого отжига от 300 до 500 °С в течение 3 часов с шагом 50 °С (см. табл.2.6). На рис.4.14 приведены соответствующие зависимости для электросопротивления. На графиках видно, что добавление магния увеличивает твердость и УЭС образцов, как в исходном состоянии, так и после каждой ступени отжига. С другой стороны, легирование цинком не оказывает значительного влияния, ни на твердость, ни на электросопротивление. Эффект, связанный с добавкой магния, следует связать, прежде всего, с твердорастворным и деформационным механизмами упрочнения. При этом сам эффект зависит от состояния, но не однозначно. В частности, если в исходных слитках добавка 2%Mg приводит к повышению твердости на 33 HV, то в состоянии HR400 разница составляет всего 8 HV. При повышении температуры отжига до 500 °С разница увеличивается, достигая 36 HV. Зависимости УЭС в целом коррелируют с зависимостями твердости, т.е. влияние магния более сильное по сравнению с цинком. Из общей картины выбивается зависимость УЭС от концентрации Zn в состоянии HR350. Вероятно, это связано с тем, концентрация цинка неоднозначно влияет на скорость распада (Al) при данной температуре.

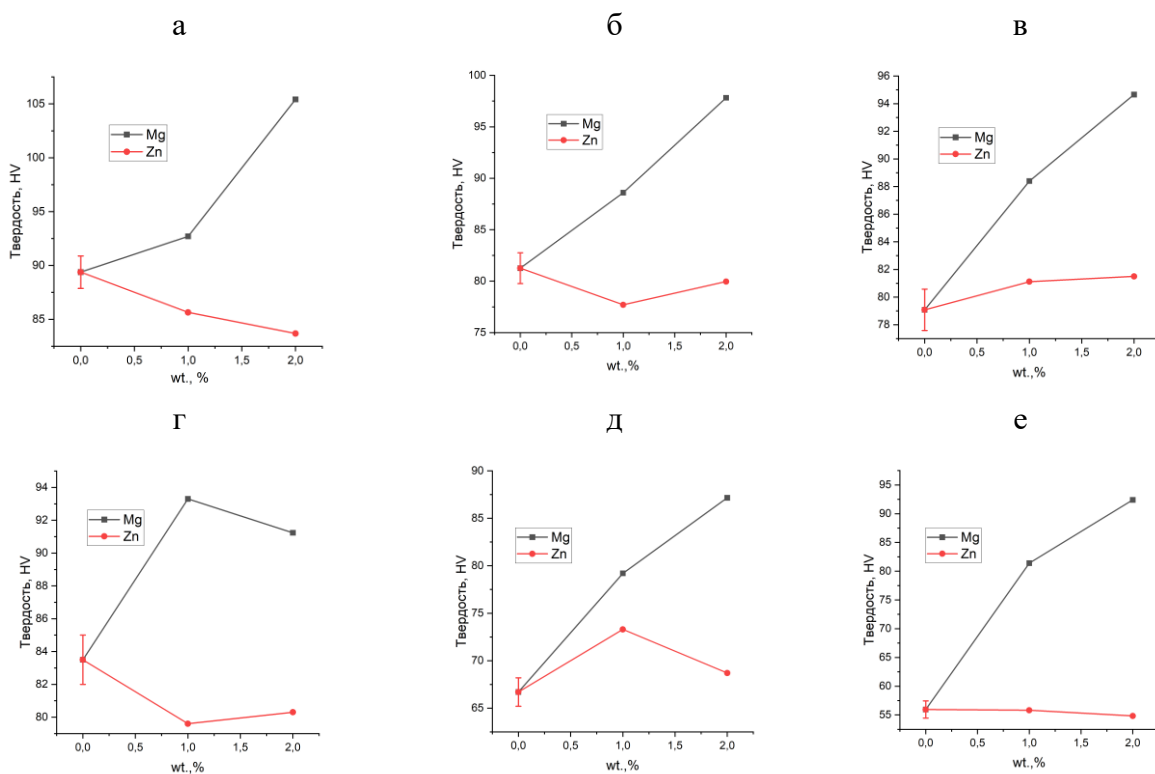


Рис.4.13. Влияние магния и цинка на твердость горячекатаных листов базового сплава в различных состояниях: а) HR, б) HR300, в) HR350, г) HR400, д) HR450, е) HR500

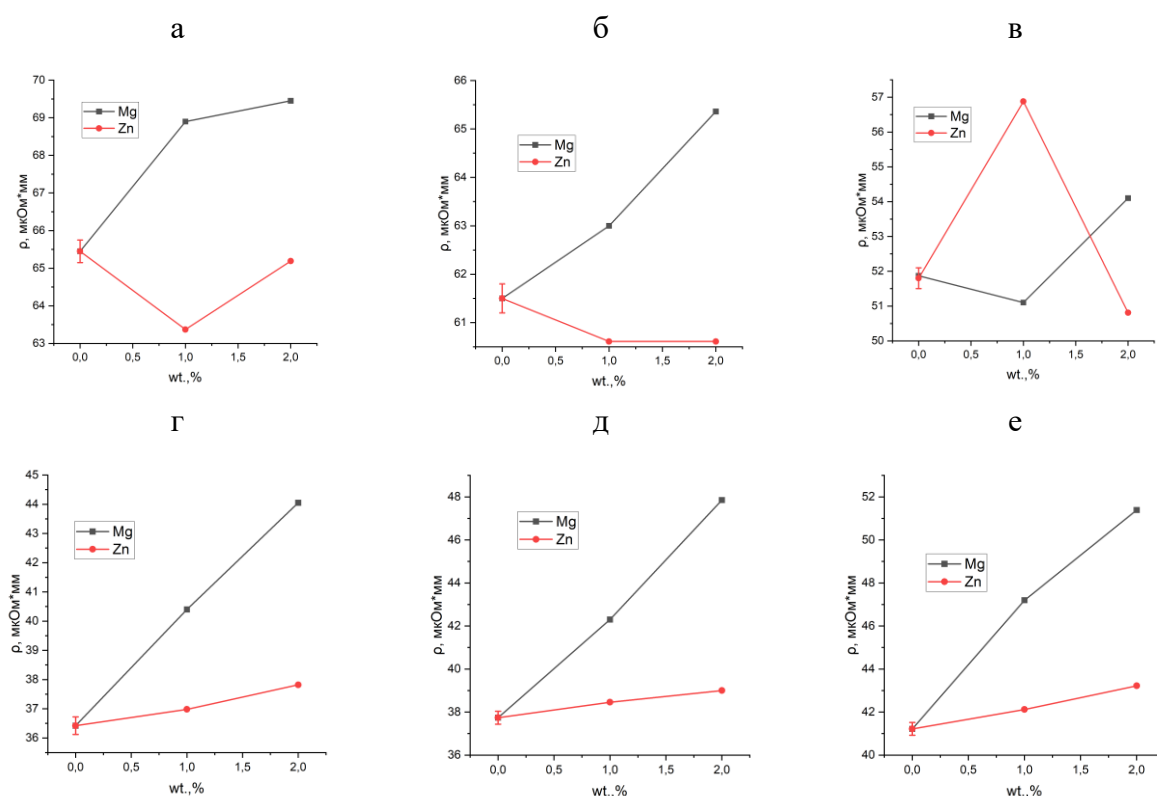


Рис.4.14. Влияние магния и цинка на удельное электросопротивление горячекатаных листов базового сплава в различных состояниях: а) HR, б) HR300, в) HR350, г) HR400, д) HR450, е) HR500

4.4 Микроструктура холоднокатаных листов

Компактная (почти шаровидная) морфология эвтектических частиц, образующихся в результате горячей прокатки (рис. 4.7–4.12), обеспечивает получение высококачественных холоднокатаных листов толщиной 0,5 мм (степень обжатия 75%). Поскольку структура горячекатаных листов все еще содержала Cu-содержащие частицы эвтектического происхождения, они были обнаружены в структуре даже после холодной прокатки наряду с Fe-содержащими фазами (рис. 4.15–4.20). В этом случае морфология частиц кристаллизационного происхождения улучшилась за счет их фрагментации при деформации. После отжига при 400°C, когда было достигнуто состояние, близкое к равновесному, количество частиц Cu- и Mg-содержащих фаз уменьшилось, как показано при сравнении микроструктур, показанных на рис. 4.1а-4.6а и рис. 4.15а-4.20а. Поскольку растворимость Fe в (Al) очень низкая, количество Fe-содержащих частиц изменяется незначительно. Однако компактная морфология этих частиц и их равномерное распределение позволяют оценить структуру сплавов серии BF как благоприятную, как видно из рис. 4.15б-4.20б.

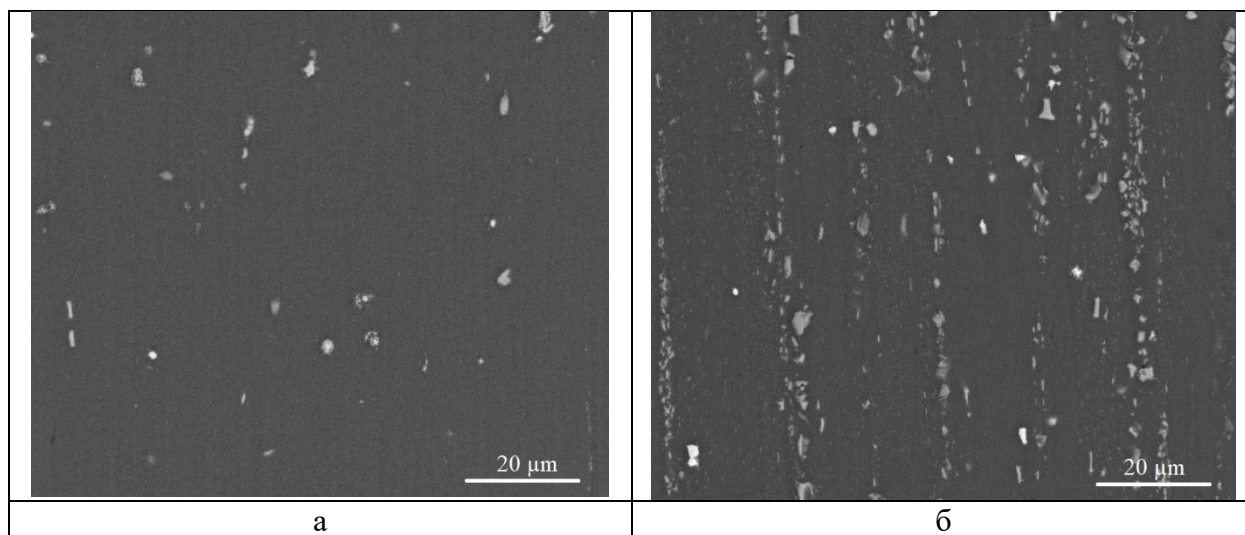


Рис.4.15. Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при 400°C (0,5CR400), СЭМ:
а) В, б) BF

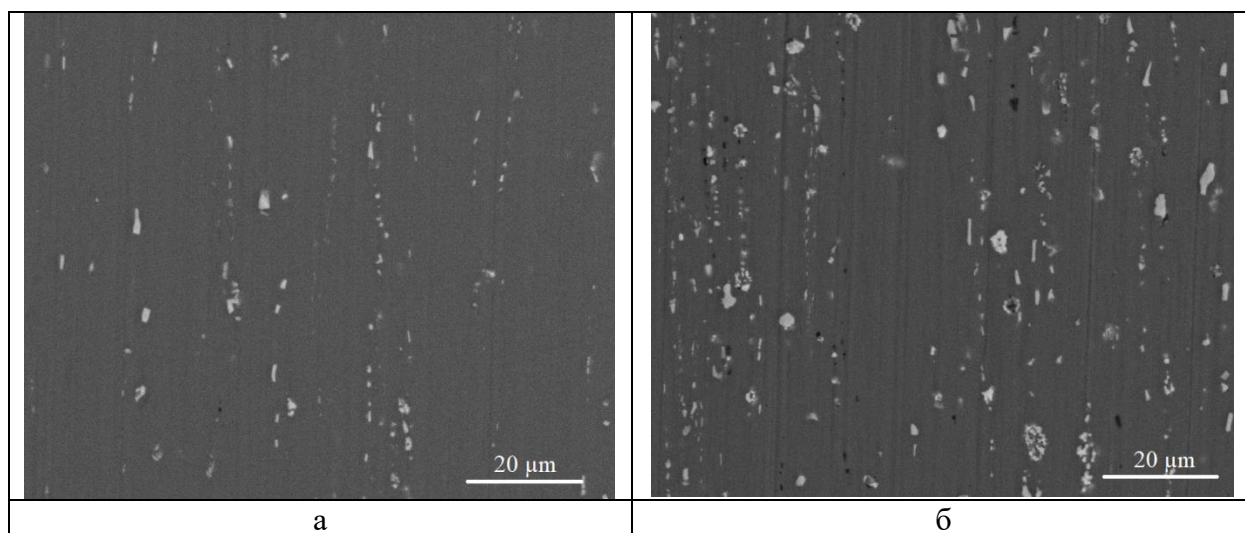


Рис.4.16. Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при 400°C (0,5CR400), СЭМ:
а) BM, б) BFM

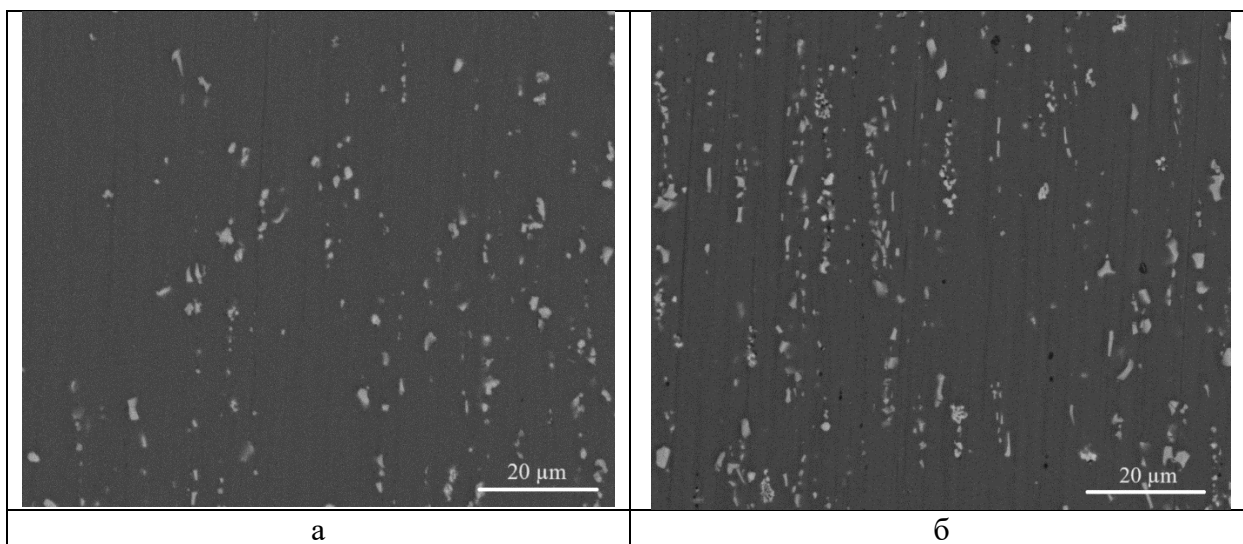


Рис.4.17. Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при 400°C (0,5CR400), СЭМ:
а) B2M, б) BF2M

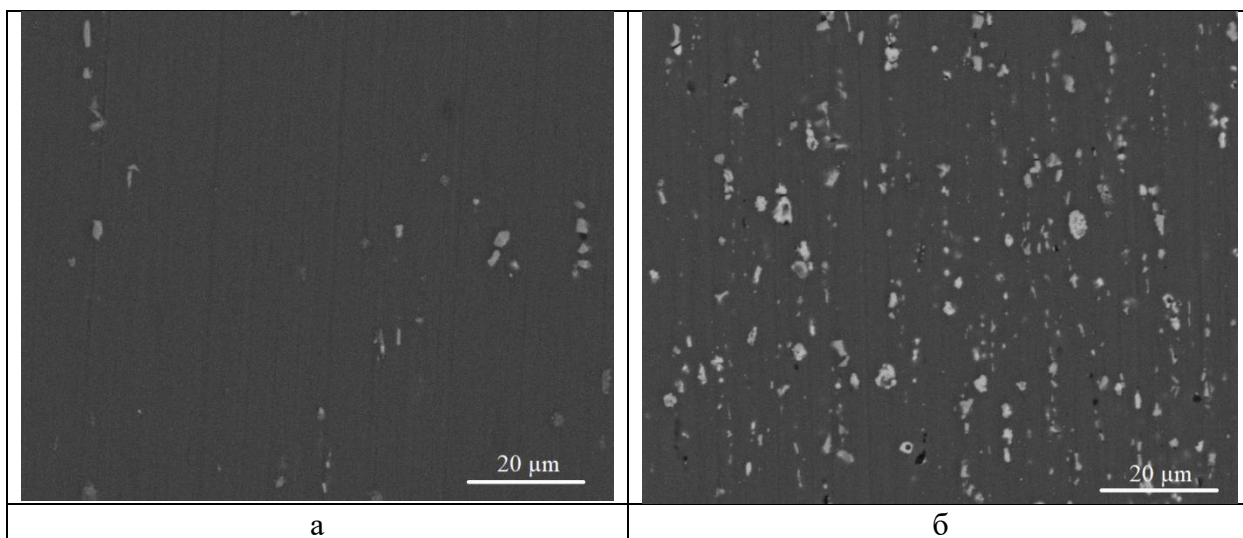


Рис.4.18. Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при 400°C (0,5CR400), СЭМ:
а) BZ, б) BFZ

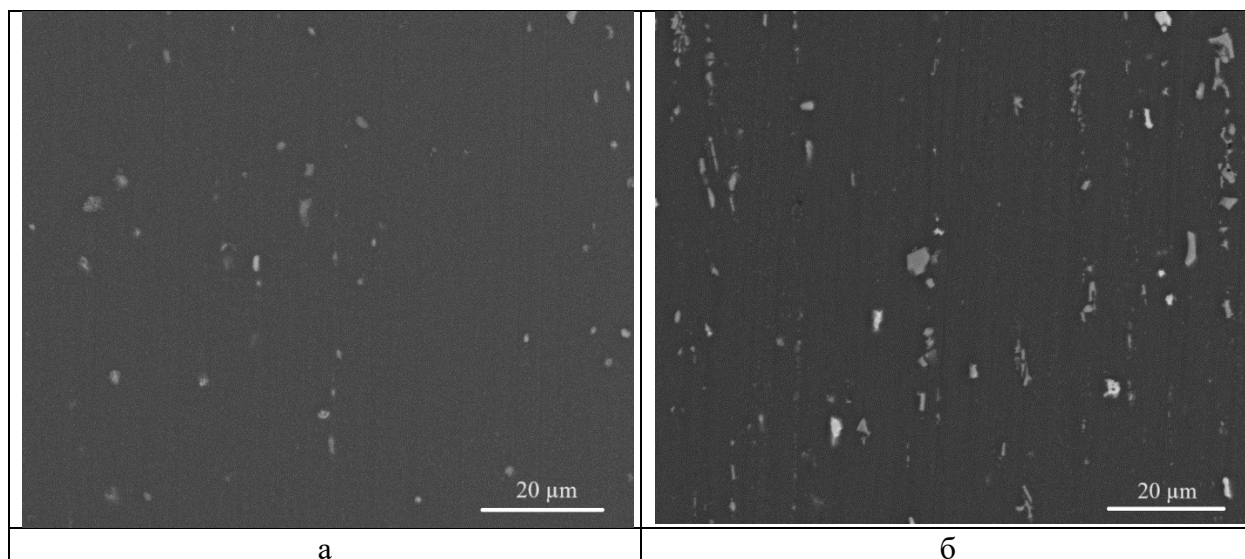


Рис.4.19. Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при 400°C (0,5CR400), СЭМ:
а) B2Z, б) BF2Z

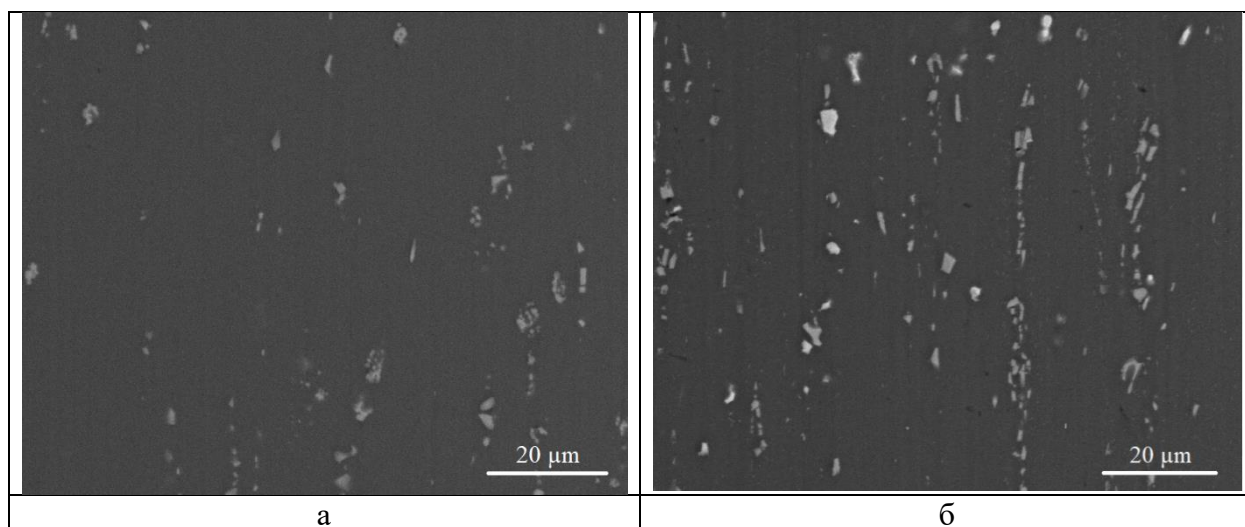


Рис.4.20. Микроструктура холоднокатаных листов экспериментальных сплавов после отжига при 400°C (0,5CR400), СЭМ:
а) BMZ, б) BFMZ

Холодная прокатка приводит к увеличению плотности дислокаций и образованию ячеистой структуры, как показано на рис. 4.22а для сплава BFMZ в качестве примера. Также были обнаружены дисперсии $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ с размерами менее 100 нм (рис. 4.22б). Как видно из рис. 4.21 холоднокатаные листы сплав BMZ после отжига 400°C 3 часа, несмотря на наличие магния и цинка сохранил нерекристаллизованную структуру, как и базовый сплав. Как показано на рис. 4.22в, размер субзерен не превышал 1 мкм, и локальная плотность дислокаций все еще была довольно высокой. Размер большинства дисперсоидов составлял менее 100 нм, и только некоторые из них увеличивались до 150-200 нм (рис. 4.19г).

Очевидно, что дисперсоиды $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ предотвращают перекристаллизацию и рост субзерен, как показано в работах [107, 111].

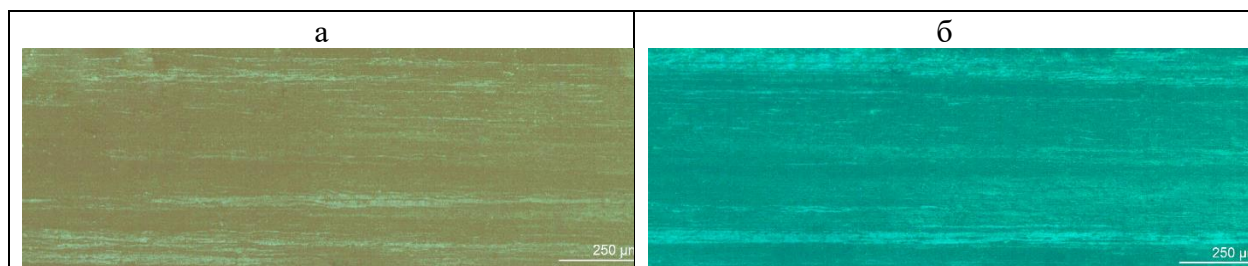


Рисунок. 4.21 Микроструктура холоднокатаных листов после отжига 400С (0,5 CR400) экспериментальных сплавов В (а), ВМЗ (б) в поляризованном свете.

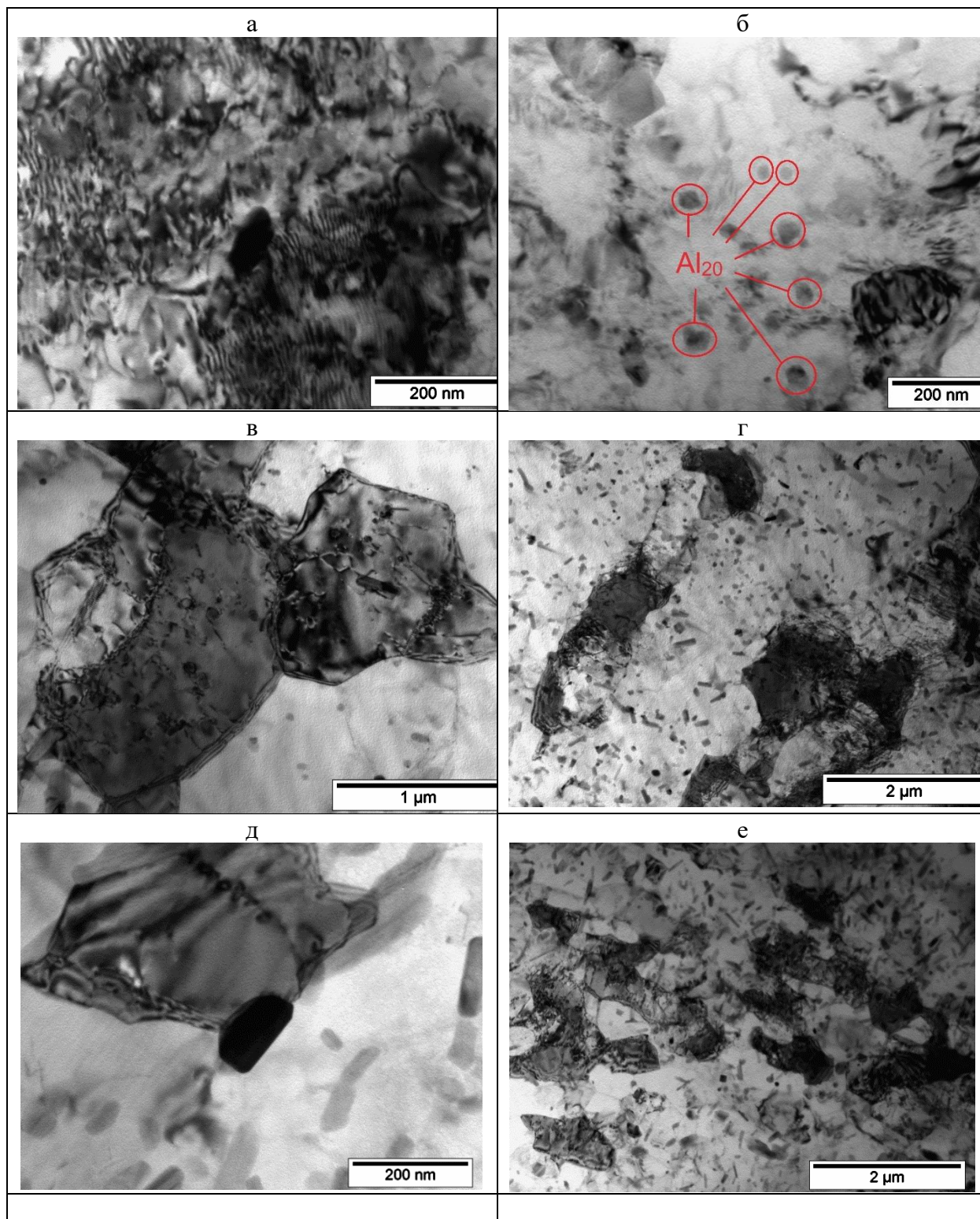


Рисунок. 4.22 Температурные структуры сплавов BFMZ(а, б, в, г) BMZ (д, е) в холоднокатаных листах: (а, б) 0,5CR, (в, г, д, е) 0,5 CR400.

В таблице 4.3 приведены экспериментальные данные по составу алюминиевой матрицы в отожженных холоднокатаных листах. Данные показывают, что концентрация меди значительно увеличилась по сравнению с концентрацией в литом состоянии (сравните значения в таблице 4.2 и таблице 4.3). Однако следует иметь в виду существенные различия

в природе этих значений. В литом состоянии они соответствуют составу (Al); в состоянии 0,5 CR400 они относятся к смеси (Al) и дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (рис. 4.22г).

Таблица 4.3. Химический состав алюминиевой матрицы в отожженных холоднокатаных листах (0,5 CR400) был определен экспериментально (МРСА).

Сплав	Концентрация в (Al), масс.%					
	Cu	Mn	Mg	Zn	Si	Fe
B	2.00	1.30	<0.01	<0.01	0.02	<0.01
BM	1.68	1.28	0.91	<0.01	0.02	<0.01
B2M	1	1.31	1.64	<0.01	0.02	<0.01
BZ	1.85	1.27	<0.01	1.03	0.03	<0.01
B2Z	1.77	1.37	<0.01	2.1	<0.01	<0.01
BMZ	1.62	1.37	0.89	1.06	<0.01	<0.01
BF	1.52	1.1	<0.01	<0.01	0.14	<0.01
BFM	1.44	1.11	0.89	<0.01	0.02	<0.01
BF2M	1.1	0.99	1.58	<0.01	0.03	<0.01
BFZ	1.52	1.09	<0.01	1.11	0.15	<0.01
BF2Z	1.56	1.04	<0.01	1.98	0,15	<0.01
BFMZ	1.42	1.02	0.8	1.04	0.05	<0.01

¹см. в табл. 2.1

4.5 Механические свойства холоднокатаных листов

В таблицах 4.4 и 4.5 представлены данные испытаний на растяжение холоднокатаных листов в исходном состоянии (0,5 CR) и после отжигов при 350 и 400°C (0,5CR400). Результаты показывают, что добавление магния в состоянии 0,5CR значительно увеличивает предел прочности при растяжении и предел текучести, в то время как влияние цинка незначительно. Относительное удлинение всех сплавов в этом состоянии было низким (в пределах 0,3–2,3%), что может быть связано с высокой плотностью дислокаций (Рис. 4.22а). Однако более показательным является состояние 0,5 CR400, когда формируется относительно стабильная структура. Отжиг повышает пластичность всех сплавов примерно до одинакового уровня (5,8-9,6%) и снижает прочностные свойства. Однако степень этого снижения варьируется в довольно широких пределах. Также можно заметить, что увеличение температуры отжига с 350 до 400 С в большинстве сплавов, содержащих Mg, практически не снижает предел прочности и предел текучести, но значительно увеличивает относительное удлинение

Таблица 4.4. Механические свойства холоднокатаных листов В – BMZ (0,5 мм).

Сплав ¹	Состояние ²	UTS, МПа	YS, МПа	El, %
В	0.5CR	345	338	0.6
	0.5CR350	297	238	4.8
	0.5CR400	304	226	7.1
BM	0.5CR	411	408	0.3
	0.5CR350	323	268	3.9
	0.5CR400	352	277	6.4
B2M	0.5CR	432	424	0.4
	0.5CR350	338	274	5.2
	0.5CR400	311	213	6.2
BZ	0.5CR	342	328	1.3
	0.5CR350	300	244	4.1
	0.5CR400	303	226	7.7
B2Z	0.5CR	341	319	2.4
	0.5CR350	293	231	5.4
	0.5CR400	294	222	5.8
BMZ	0.5CR	422	417	1.6
	0.5CR350	346	279	5.5
	0.5CR400	358	280	6.0
Погрешность		±15	±10	±1.2

¹см. в табл. 2.1, ² см. в табл. 2.6**Таблица 4.5.** Механические свойства холоднокатаных листов BF – BFMZ (0,5 мм).

Сплав ¹	Состояние ²	UTS, МПа	YS, МПа	El, %
BF	0.5CR	333	309	2.3
	0.5CR350	245	205	3.2
	0.5CR400	276	189	5.8
BFM	0.5CR	403	397	1.3
	0.5CR350	287	234	4.3
	0.5CR400	311	209	7.8
BF2M	0.5CR	-	-	-
	0.5CR350	277	168	5.3
	0.5CR400	295	147	11.1
BFZ	0.5CR	358	335	2.0
	0.5CR350	298	241	3.9
	0.5CR400	273	180	9.6
BF2Z	0.5CR	391	368	2.2
	0.5CR350	309	242	6
	0.5CR400	295	187	9.7
BFMZ	0.5CR	442	438	0.5
	0.5CR350	307	238	5.7
	0.5CR400	322	202	7.3
Погрешность		±15	±10	±1.2

¹см. в табл. 2.1, ² см. в табл. 2.6

4.6 Механизм разрушения холоднокатаных листов

Анализ поверхности разрушения экспериментальных сплавов показал структуру углублений в исходном (рис. 4.23 и 4.24) и отожженном состояниях (рис. 4.25 и 4.26). Однако глубина ямок в отожженном состоянии была значительно больше, а их размер был меньше, что было связано с большей деформацией перед разрушением. Следует отметить, что природа разрушения сплавов серий В и ВF практически одинакова, что может быть связано с равномерным распределением фазовых включений $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ и их компактной морфологией (рис. 4.15-4.20).

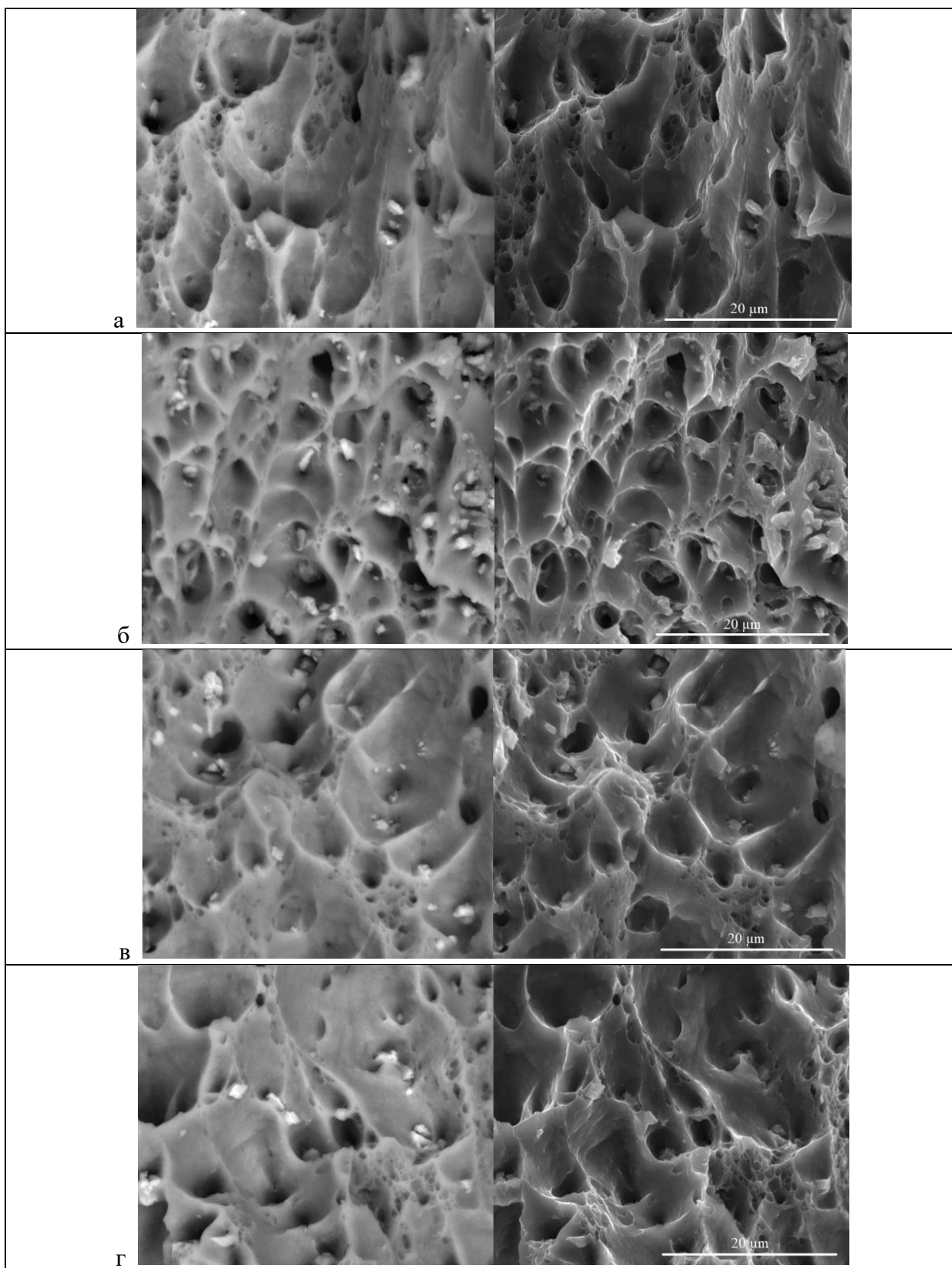


Рисунок 4.23 Поверхности разрушения холоднокатаных листов из сплавов В (а), ВМ (б), ВЗ (в) и ВМЗ (г) в состоянии 0,5 CR после испытания на растяжение с помощью SEM (слева: изображение BSE; справа: изображение SE).

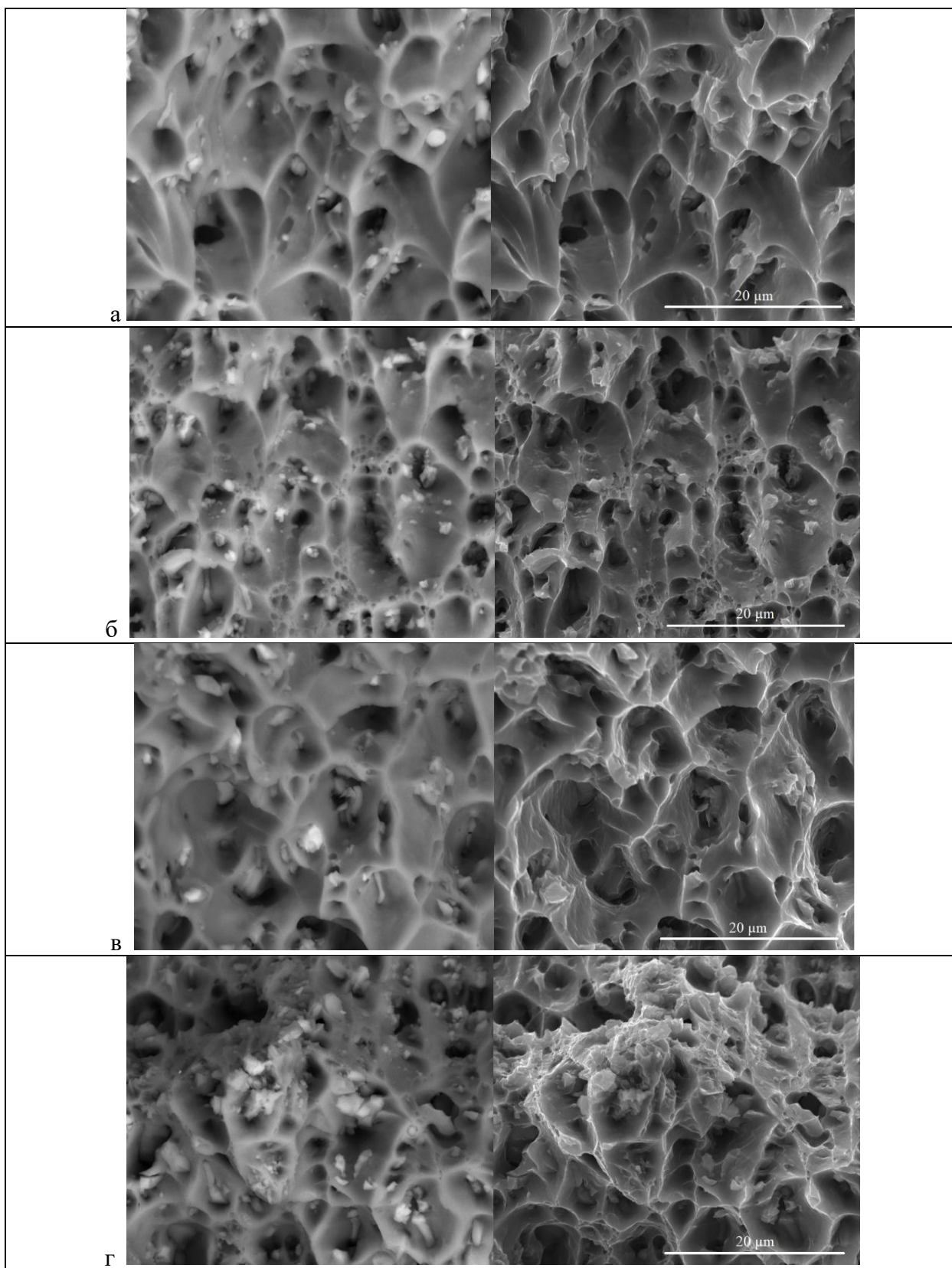


Рисунок 4.24 Поверхности разрушения холоднокатаных листов из сплавов BF (а), BFM (б), BFZ (в) и BFMZ (г) в состоянии 0,5 CR после испытания на растяжение, SEM (слева: изображение BSE; справа: изображение SE).

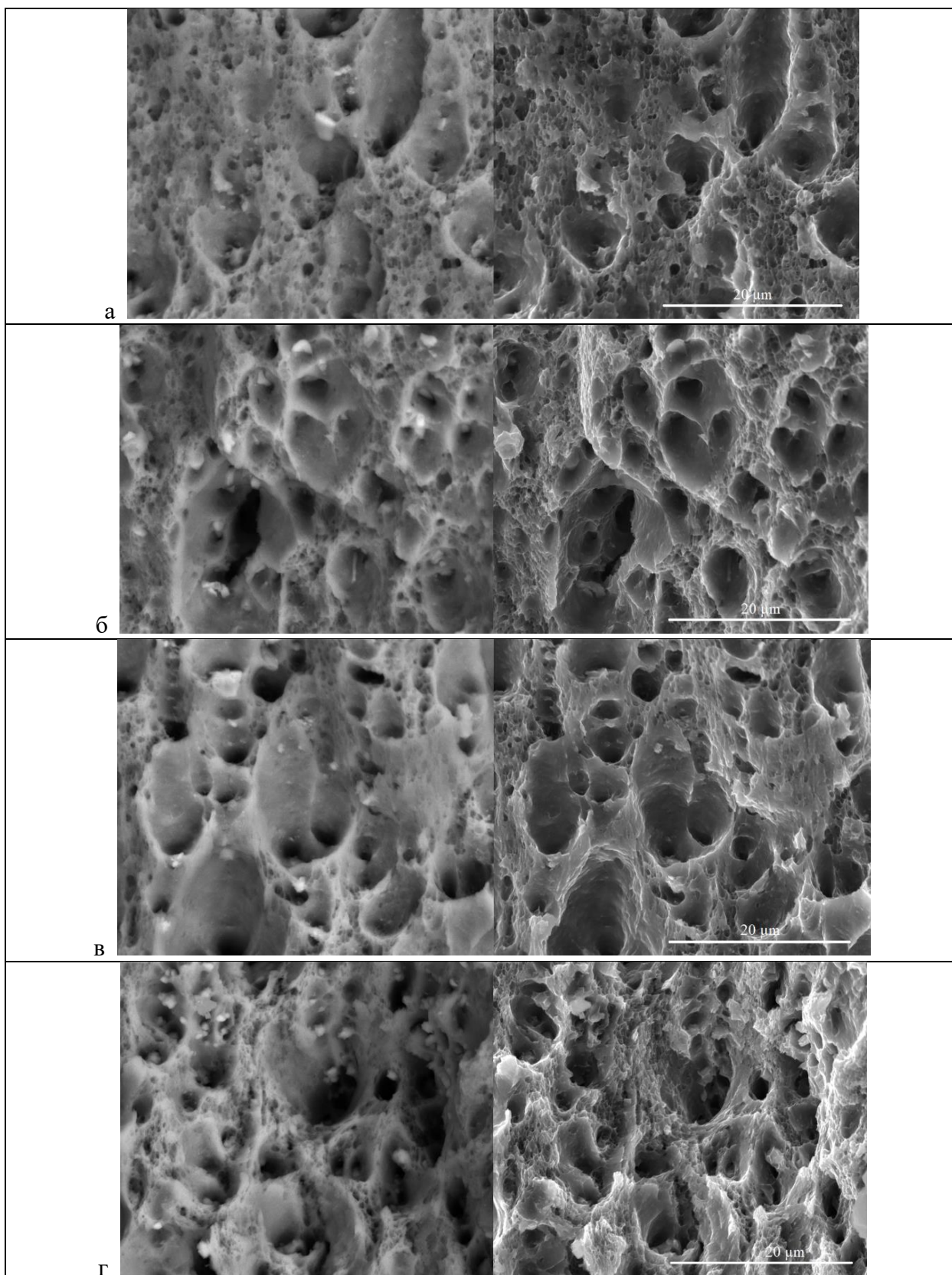


Рисунок 4.25 Поверхности разрушения холоднокатаных листов из сплавов В (а), BN (б), BZ (в) и BMZ (г) в состоянии 0.5CR400 после испытания на растяжение методом SEM (слева: изображение BSE; справа: изображение SE).

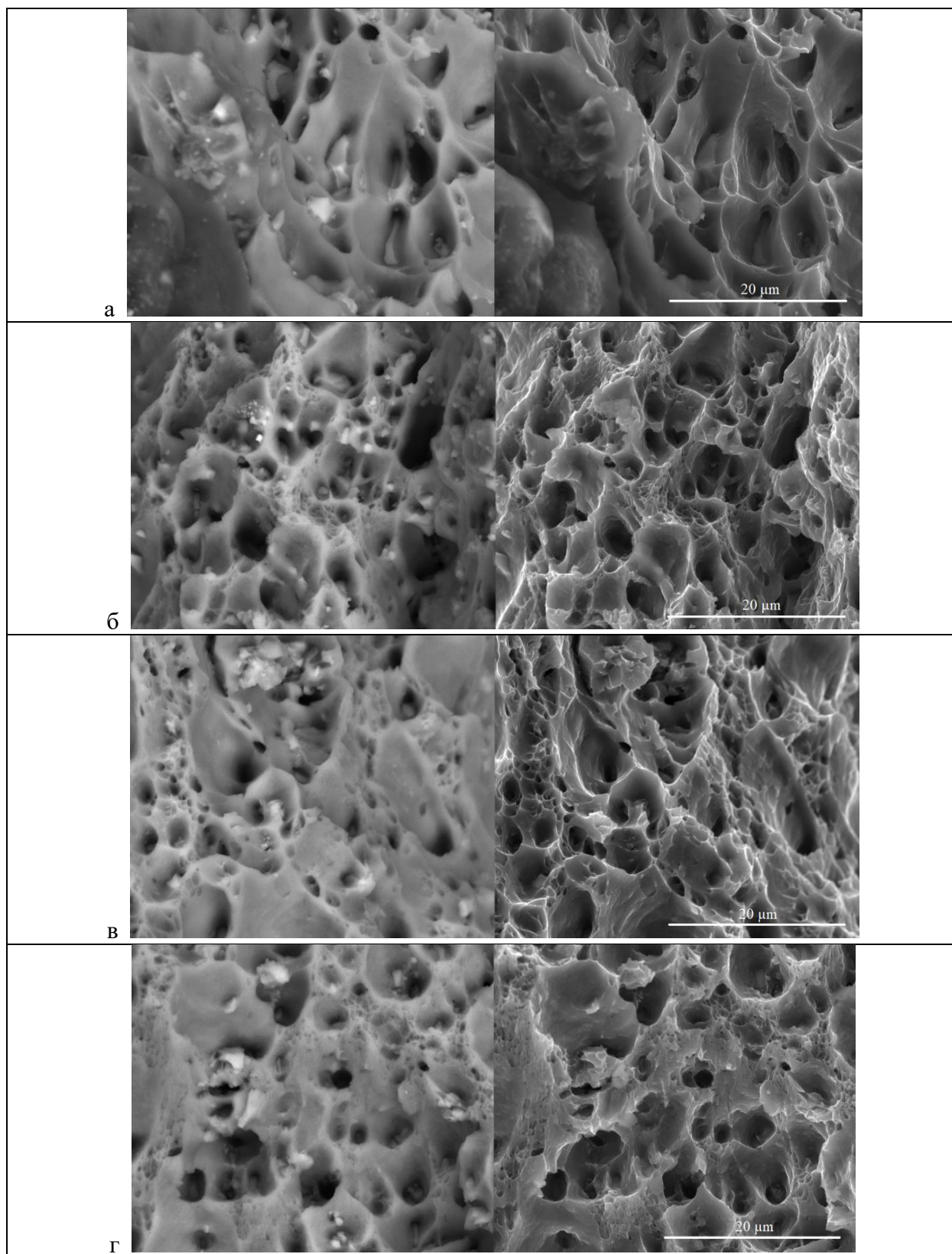


Рисунок 4.26 Поверхности разрушения холоднокатаных листов из сплавов BF (а), BFN (б), BFZ (в) и BFMZ (г) в состоянии 0.5CR400 после испытания на растяжение, SEM (слева: изображение BSE, справа: изображение SE).

4.7 Расчет предела текучести

Предполагая, что различные механизмы упрочнения, такие как упрочнение твердым раствором (σ_{ss}), упрочнение на границах зерен (σ_{gb}), упрочнение дислокациями (σ_p) и упрочнение второй фазой (σ_{pp}), вносят независимый вклад в YS сплава, последний можно рассчитать следующим образом [180]:

$$YS = \sigma_{ss} + \sigma_{gb} + \sigma_p + \sigma_{pp}, \quad (1)$$

Базовый предел текучести, σ_0 (~ 20 МПа).

Упрочнение твердым раствором σ_{ss} вызванные Zn и Mg, могут быть определены следующим образом [181]:

$$\sigma_{ss} = k_i C_i^{2/3}, \quad (2)$$

где k_i - коэффициент, описывающий влияние растворенных атомов на упрочнение твердого раствора; соответствующие коэффициенты упрочнения Zn, Mg и Cu равны 3,085, 20,081 и 12,431 соответственно [182]; C_i - массовая доля растворенных атомов в матрице. Принимая во внимание, что для рассматриваемого сплава BMZ $C_{Zn} = 1,20$ мас.%, $C_{Mg} = 1,07$ мас.% и $C_{Cu} = 1,09$ мас.% (таблица 4.6), σ_{ssZn} составляет $\sim 3,5$ МПа, σ_{ssMg} составляет ~ 21 МПа, σ_{ssCu} составляет $\sim 13,1$ МПа, а общая σ_{ss} составляет $\sim 37,6$.

Таблица 4.6. Расчет состава твердого раствора экспериментальных сплавов В и BMZ при температуре 400 °С

Сплав ¹	Концентрация в (Al), масс.%					
	Cu	Mn	Mg	Zn	Si	Fe
В	1.14	0.06	0.03	0.03	0.01	<0.01
BMZ	1.09	0.05	1.07	1.20	<0.01	<0.01

¹см. в табл. 2.1

Вклад упрочнения границ зерен в YS можно рассчитать, используя уравнение Холла–Патча, которое можно выразить как [183].

$$\sigma_{gb} = \sigma_0 + kD^{-1/2}, \quad (3)$$

где σ_0 – собственное сопротивление решетки движению дислокаций, которое составляет приблизительно 20 МПа для большинства алюминиевых сплавов; $k = 0,14$ МПа·м^{1/2} - коэффициент Холла-Петча [183], а D - средний размер зерен или субзерен. Согласно данным структурного анализа, средний размер границ субзерен составляет 0,45 мкм (рис. 4.22). Исходя из последнего факта, значение σ_{gb} составляет ~ 228 МПа.

Эффект упрочнения, вызываемый фазой Al₂₀, может быть оценен с использованием следующих модифицированных уравнений Орована для стержнеобразных частиц диаметром D_r и длиной l_r ($>>D_r$) [15, 184]:

$$\sigma_{pp} = 0.15 G \frac{b}{D_r} (f_v^{1/2} + 1.84 f_v + 1.84 f_v^{3/2}) \ln \frac{1.316 D_r}{r_0} \quad (4)$$

где $G = 25,4$ ГПа - модуль упругости при сдвиге; $b = 0,286$ нм - вектор Бюргерса; f_v - объемная доля дисперсной фазы; D_r - диаметр стержня (согласно металлографическому анализу, D_r равен 40 нм); и r_0 - внутренний радиус отсечения для расчета натяжения линии дислокации. Согласно вышеупомянутому расчету (Уравнение (4)), увеличение предела текучести составляет 10,5 МПа.

Согласно расчетам, суммарное значение YS составляет 296 МПа, что довольно близко к экспериментальным данным в 280 МПа (с учетом погрешности измерения, рис. 4.7). Согласно таблице 4.4, разница в YS между сплавами В и BMZ составляет около 42 МПа, что очень близко к расчетным данным повышения предела текучести за счет элементов в твердом растворе: σ_{ss} составляет ~37,6 МПа. Таким образом, результаты показывают, что добавление 1% магния и цинка к основному сплаву можно считать перспективным методом повышения прочности листового проката при сохранении основного преимущества, а именно исключения операций гомогенизации и закалки из технологического процесса.

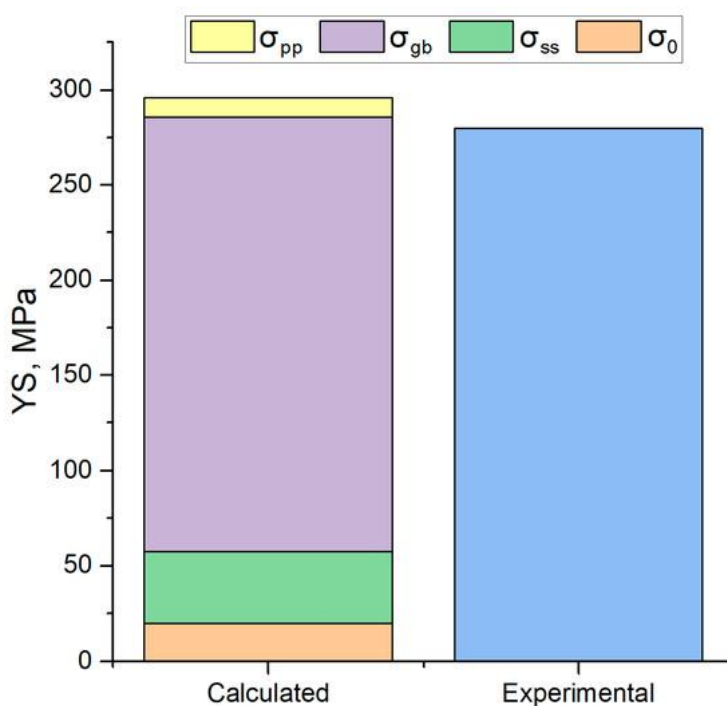


Рисунок 4.27. Сравнение расчетного и измеренного предела текучести для холоднокатаного сплава BMZ и доли различных механизмов упрочнения в общем YS .

Результаты эксперимента показывают, что, как коммерческий (2xxx), так и экспериментальный сплавы имеют одинаковую систему легирования (Al–Cu–Mn (–Mg)), их свойства и состав микроструктуры сильно различаются. Это обстоятельство связано с

тем фактом, что коммерческие сплавы были разработаны с учетом максимального количества выделений, образующихся при старении [185, 186], в то время как модельный сплав BMZ обеспечивает высокую долю (намного выше, чем у коммерческих сплавов) дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.

4.8 Обобщение влияния легирующих компонентов и примесей на структуру и свойства экспериментальных сплавов

Данные о механических свойствах (таблица 4.4 и 4.5) показывают, что совместное добавление 0,5% Fe и 0,4% Si к сплавам серии В практически не повлияло на их пластичность (рис. 4.28а), но снизило значения предела прочности при растяжении (UTS) (рис. 4.28б) и предела текучести (YS) (рис. 4.28в) для холоднокатаных листов, отожженных при 400°C. В то же время присутствие магния и цинка практически не повлияло на эту тенденцию. Чтобы объяснить этот эффект, были проанализированы различия в структуре и фазовом составе между экспериментальными сплавами.

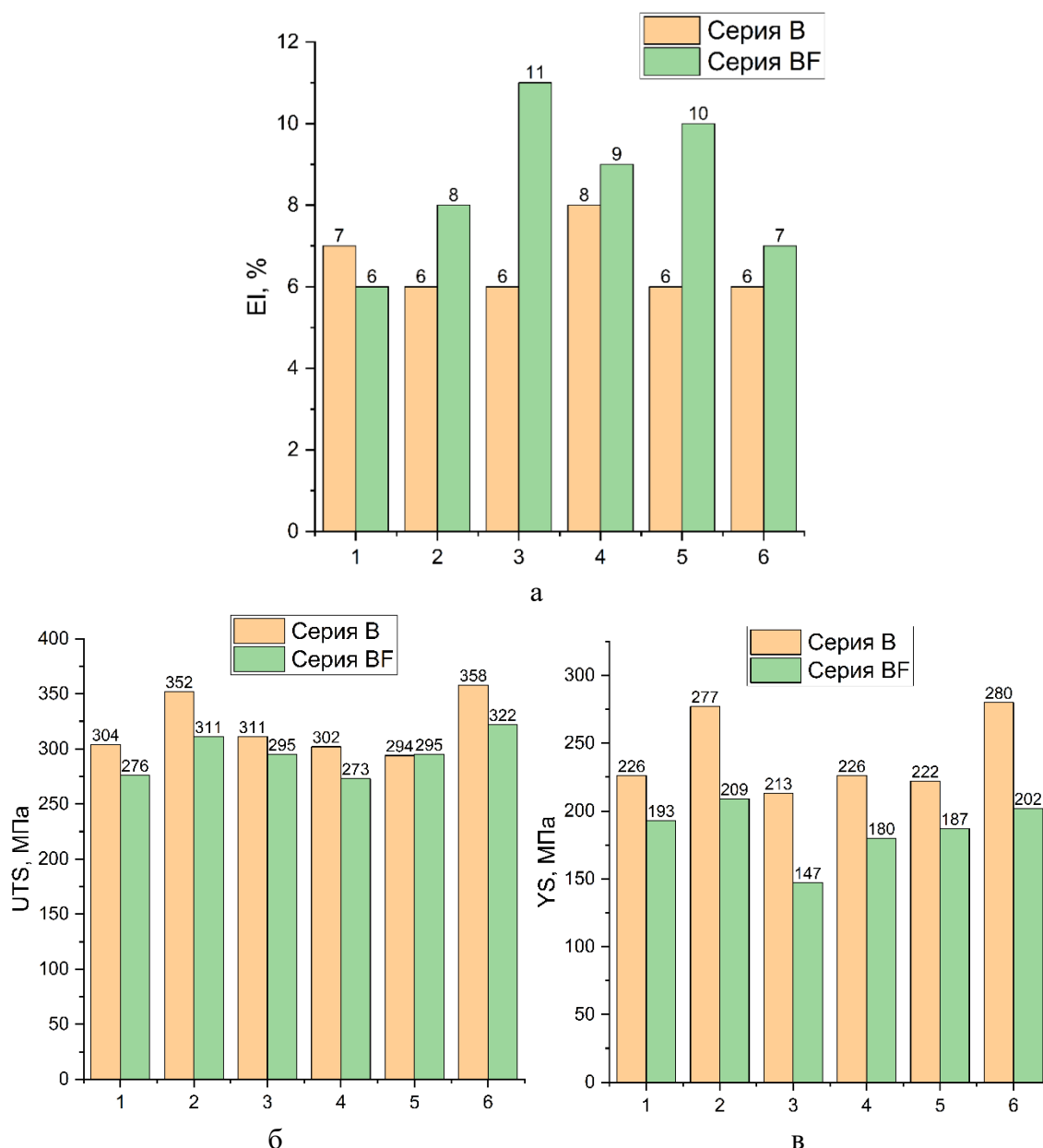


Рисунок 4.28. Сравнение механических свойств сплавов с низким содержанием Fe и Si (В, ВМ, В2М, ВZ, В2Z, ВМZ) и сплавов с высоким содержанием Fe и Si (BF, BFM, BF2M, BFZ, BF2Z, BFMZ): **(а)** EI, **(б)** UTS и **(в)** YS. (1) В– BF, (2) ВМ– BFM, (3) В2М– BF2M, (4) ВZ– BFZ, (5) В2Z– BF2Z, (6) ВМZ– BFMZ.

Достаточно высокий EI сплавов серии BF при сохранении нерекристаллизованной структуры можно объяснить равномерным распределением частиц шаровидной фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$, средний размер которых не превышает 3 мкм (рис. 4.156-4.206). Хорошо известно, что эта фаза предпочтительнее других Fe-содержащих фаз, присутствующих в алюминиевых сплавах, особенно игольчатых фаз (Al_3Fe , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и Al_5FeSi) [187, 188]. Однако образование этой фазы, как определено из фазовой диаграммы, зависит от состава сплава. В сплавах серии 2xxx, в частности 2219, с высоким соотношением Cu:Mn присутствие железа обычно приводит к образованию фазы $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, которая ощутимо

снижает механические свойства [15]. Следовательно, концентрация железа в сортовых сплавах строго ограничена.

Влияние морфологии частиц на зарождение и рост микропор показано на рис. 4.29. В случае иглообразных частиц образовывались удлиненные поры (в результате растрескивания или разрушения на межфазной границе) (рис. 4.29а). Поскольку они являются концентраторами напряжений, они приводят к образованию острых микротрещин на ранних стадиях (включая процесс прокатки). В случае шаровидных частиц микропоры принимали компактную форму и увеличивались до слияния без образования микротрещин (рис. 4.29б). В результате пластическая деформация охватывает гораздо больший объем, что приводит к образованию глубоких ямок (рис. 4.26).

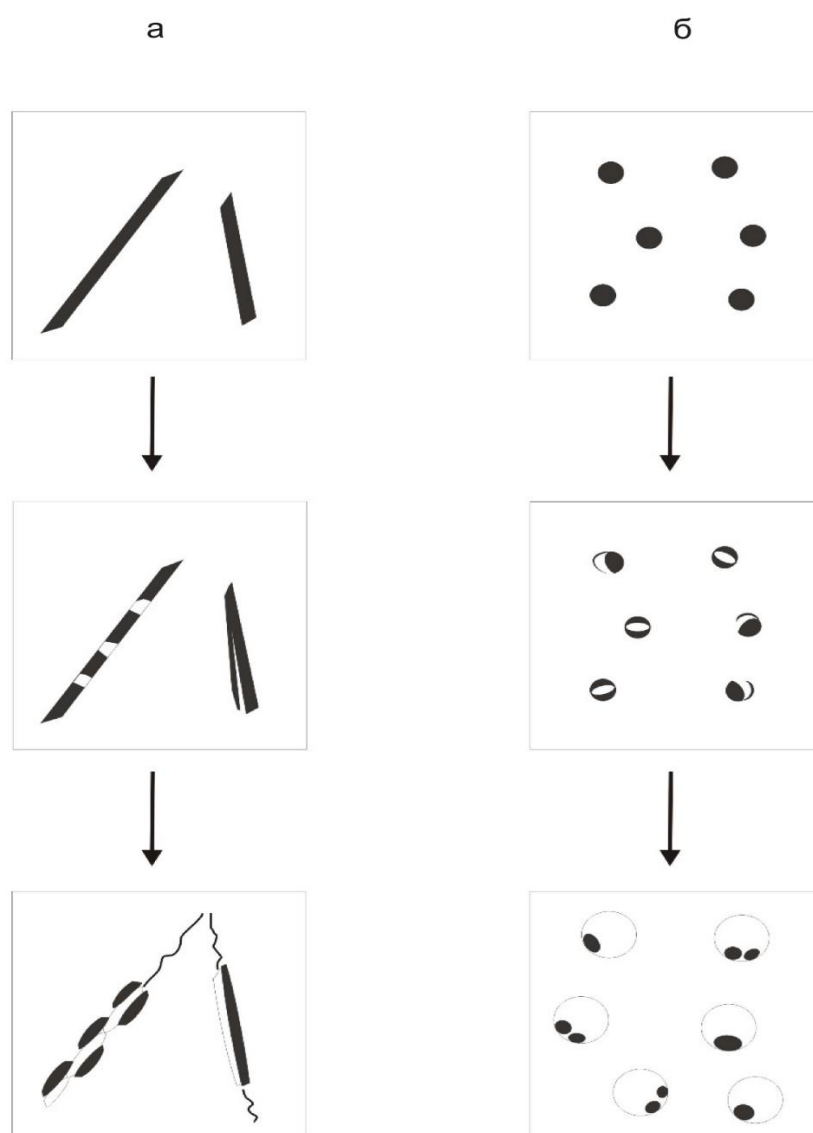


Рисунок 4.29. Влияние морфологии Fe-содержащих частиц на зарождение и рост микропор: (а) игловатых частиц и (б) шаровидных частиц.

Как следует из предыдущих работ по сплавам системы Al–Cu–Mn в рассматриваемом диапазоне концентраций [107-111], отжиг при 400°C и более высоких температурах позволяет получить состояние, близкое к равновесному. Поэтому для исследуемых сплавов были проведены соответствующие расчеты фазового состава. Из таблицы 4.7 видно, что доля фазы $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ в сплавах серии BF в 4-5 раз выше, чем в сплавах серии В. В целом это соответствовало микроструктуре, наблюдаемой в состоянии 0,5 CR400 (рис. 4.15-4.20). Однако следует отметить, что расчеты равновесного фазового состава не позволяют оценить распределение марганца между частицами кристаллизационного происхождения и дисперсоидами.

Таблица 4.7. Рассчитанная доля фаз в экспериментальных сплавах при 400°C.

Сплав ¹	Доли фаз, масс. %						
	Al ₂₀	Al ₁₅	Al ₂ Cu	Mg ₂ Si	S	Al ₆	(Al)
В	7,23	0,96	0	0	0		balance
ВМ	7,23	0,96	0	0,02	0,19		balance
В2М	3,49	0	0	0,19	1,85	3,95	balance
ВZ	7,58	0,93	0	0	0		balance
В2Z	7,1	0,94	0	0	0	0	balance
ВМZ	6,9	1,05	0	0,002	0,08		balance
BF	3,06	5,18	0,71	0	0		balance
BFМ	4,05	3,93	0	0,22	1,24		balance
BF2М	0	0	0	0,81	3,36	7,39	balance
BFZ	3,01	4,92	0,39	0	0		balance
BF2Z	2,77	4,99	0,65	0	0	0	balance
BFМZ	3,36	4,29	0	0,2	1,38		balance

¹см. в табл. 2.1

На основе экспериментальных данных о химическом составе твердого раствора алюминия (таблица 4.2) была рассчитана (методом Thermo-Calc) ожидаемая доля дисперсоидов в алюминиевой матрице (таким образом, алюминиевая матрица состоит из твердого раствора алюминия и вторичных выделений (включая Mn-содержащие дисперсоиды)). Как видно из таблицы 4.7, количество фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ во всех сплавах серии В примерно одинаково (~6,1–6,5 мас.%) и практически нечувствительно к присутствию магния и цинка, которые в основном входят в состав (Al). С другой стороны, расчетное количество Mn-содержащих дисперсий было значительно ниже в сплавах серии BF (~3,1–5,2 мас.%). В то же время в сплавах BF и BFZ, помимо $Al_{20}Cu_2Mn_3$, также можно ожидать образования дизепрозида $Al_{15}Mn_3Si_2$, что характерно для некоторых сплавов серии 3xxx [189]. Следует отметить, что для некоторых сплавов (BFМ, BFМZ) с высоким содержанием фазы Al_{15} (таблица 4.7) расчетный (на основе экспериментальных данных) результат по содержанию дисперсоидов Al_{20} (таблица 4.8) несколько повышено (даже с

учетом того, что доля (Al) составляет ~92 мас.%). Последний результат связан с тем фактом, что расчетные данные в таблице 4.7 получены для равновесного состояния; таким образом, все фазы имеют равновесный состав. Однако соединение $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ фактически является линейной фазой, и его фактический состав может значительно отличаться по сравнению с равновесным. Из-за последнего рассчитанное содержание фаз в таблице 4.7 может отличаться от того, что существует на самом деле. С другой стороны, данные в таблице 4.8 были получены на основе экспериментальных данных и, следовательно, заслуживают большей уверенности.

Таблица 4.8. Рассчитанный состав твердого раствора алюминия и доля дисперсоидов для экспериментальных сплавов при 400°C.

Сплав ¹	Концентрация в (Al), масс.%						Доля дисперсоидов ² , масс.%		
	Cu	Mn	Mg	Zn	Si	Fe	Al ₂₀	Al ₁₅	Al ₆
B	1.11	0.06	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	6.29	-	-
BM	0.79	0.06	0.94	<0.01	<0.01	<0.01	6.15	-	-
B2M	0.55	0.08	1.73	<0.01	<0.01	<0.01	3.12	-	2.44
BZ	0.98	0.06	<0.01	1.1	0.03	<0.01	6.07	-	-
B2Z	0.82	0.07	<0.01	2.25	<0.01	<0.01	6.58	-	-
BMZ	0.66	0.07	0.95	1.13	<0.01	<0.01	6.56	-	-
BF	1.04	0.07	<0.01	<0.01	0.02	<0.01	3.39	1.29	-
BFM	0.67	0.07	0.92	<0.01	<0.01	<0.01	5.26	-	-
BF2M	0.54	0.08	1.65	<0.01	<0.01	<0.01	3.79	-	0.65
BFZ	1.07	0.06	<0.01	1.17	0.03	<0.01	3.16	1.42	-
BF2Z	1.15	0.06	<0.01	2.07	0.03	<0.01	2.93	1.4	-
BFMZ	0.72	0.07	0.77	1.09	0.01	<0.01	4.8	-	-

¹см. в табл. 2.1, ²рассчитано исходя из состава алюминиевой матрицы (см. в табл. 4.3)

Вероятно, это связано с разницей в количестве (Q_M) Mn-содержащих дисперсоидов, что является основной причиной снижения прочности сплавов серии BF по сравнению со сплавами серии B (рис. 4.28). Более ранние данные свидетельствуют о том, что размер субзерен (упрочнение границ зерен, которое в общем случае должно зависеть от Q_M) должен вносить наибольший вклад в YS сплава BMZ. Это подтверждается сравнением степени восстановления в YS, UTS и Q_M (разница между соответствующими значениями сплавов серии B и BF). Как видно из таблицы 4.9, Q_M хорошо коррелирует с YS и UTS (некоторые различия могут быть связаны с другими факторами). Это позволяет предположить, что снижение прочности может быть компенсировано увеличением концентрации Mn (или других металлов, образующих дисперсоиды) в (Al). Следует также отметить, что, хотя Mn-содержащая дисперсоидная фракция является основной причиной снижения прочности сплавов серии BF, могут существовать и другие, менее значимые факторы (например, размер и распределение дисперсоидов в зависимости от фактического

состава сплава), общее влияние которых может оказывать некоторое влияние на полученные результаты и для определения влияния, которых требуются дополнительные прецизионные исследования.

Таблица 4.9. Сравнение уменьшения доли (Q_M , масс.%) дисперсоидов ¹ и снижения прочностных свойств ² между сплавами серий В и ВF.

Пары сплавов ³	Уменьшение значений		
	ΔQ_M , масс.% ²	ΔYS , МПа	ΔUTS , МПа
В – ВF	25.6	16.4	9.2
ВМ – ВFМ	14.5	24.5	11.6
В2М – ВF2М	35.9	30.9	5.1
ВZ – ВFZ	24.5	20.4	9.9
В2Z – ВF2Z	34.2	15.8	-0.3
ВМZ – ВFМZ	26.7	27.9	10.1

¹см. в табл. 4.8, ²см. в табл 4.4 и 4.5, ³см. в табл. 2.1,

Из полученных результатов можно сделать вывод, что добавление Fe, Si, Mg и Zn к базовому сплаву в общем количестве более 3% позволяет сохранить характер пластического разрушения базового сплава и получить достаточно высокий уровень механических свойств. Это говорит о принципиальной возможности использования разнообразных вторичных сырьевых материалов (содержащих основные элементы, присутствующие в алюминиевых сплавах различных систем легирования) для получения базового сплава, который не требует гомогенизации и закалки.

4.9 Выводы по главе 4

1. Изучено влияние магния, цинка, железа и кремния на структуру, механические свойства и механизм разрушения модельного листового сплава без термической обработки Al–2%Cu–1,5%Mn, разработанного для дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Выводы показаны в следующих пунктах:

2. Обнаружено, что образование наноразмерных дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ обеспечивает сохранение волокнистой (нерекристаллизованной) зернистой структуры после отжига при температуре до 400°C в течение (3 ч), несмотря на высокую степень обжатия при холодной прокатке (80%).

3. Модельный сплав $Al_2Cu_1.5Mn_1Mg_1Zn$ (ВМZ) показал существенно более высокие показатели прочности после отжига при 400°C по сравнению с базовым тройным сплавом. В частности, UTS составляет ~ 360 против ~ 300 МПа, а YS - 280 против 230 МПа. Это указывает на положительное влияние на прочность растворенных элементов (Mg и Zn) в твердом растворе алюминия.

4. Добавление 0,5% железа и 0,4% кремния к базовому сплаву, независимо от присутствия Mg и Zn, привело к образованию включений эвтектической фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$.

5. Несмотря на относительно высокую долю эвтектических частиц, негомогенизированные слитки сплавов, содержащих железосодержащие фазы, продемонстрировали достаточно высокую деформируемость при горячей (400°C) и холодной прокатке, что позволило получить годные листы (со степенью обжатия 80 и 75% соответственно).

6. В процессе прокатки частицы фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ дробятся на компактные включения размером менее 2 мкм, и их распределение становится равномерным. Совместное добавление 0,5% Fe и 0,4% Si к “чистым” сплавам серии В практически не влияет на пластичность холоднокатаных листов, но снижает прочностные свойства.

7. Равномерное распределение Fe-содержащих фаз в структуре холоднокатаных листов способствует сохранению механизма вязкости разрушения в углублениях. Это помогает поддерживать тот же уровень пластичности холоднокатаных листов – что и у “чистых” сплавов.

8. Модельный сплав BMZ демонстрирует потенциал стать основой для разработки новых высокотехнологичных жаропрочных сплавов в качестве альтернативы сплавам 2xxx.

9. По совокупности экспериментальных и расчетных данных показано, что несмотря на размер слитков совместное добавление Fe, Si, Mg и Zn в количестве около 3% к сплаву $\text{Al-2\%Cu-1,5\%Mn}$ не снижает механические свойства отоженных деформируемых полуфабрикатов. Из этого вытекает принципиальная возможность использования для его приготовления разнообразного вторичного сырья, различных групп сплавов, в частности, 6xxx, 2xxx и 7xxx серий.

Глава 5. Выбор режима деформационно-термической обработки

На основании результатов влияния легирующих и примесных компонентов на сплавы типа АЛТЭК, представленные в предыдущей главе, были выбраны несколько сплавов для подбора режима деформационно-термической обработки, уточнения состава и влияния магния и цинка на примере слитков, которые благодаря размерам позволяют получать микроструктуру близкую к непрерывно литым заготовкам, производимым в промышленных условиях. В четвертой главе данной работы показано, что в экспериментальных сплавах несмотря на разность составов не было обнаружено новых Fe – содержащих фаз. Значит, как бы не менялась концентрация магния и цинка в составе базового сплава в проверенных диапазонах (до 1% совместно и до 2% отдельно), железо будет образовывать те же фазы, что и в базовом сплаве. В работе [190] было исследовано раздельное и совместное влияние железа и кремния при различных концентрациях на фазовый состав сплавов типа АЛТЭК, поэтому в данной работе раздельное влияние железа и кремния проводится не будет.

Таким образом в данной главе будут рассмотрены результаты изучения микроструктур, механических и физических свойств на примере слитков размером 20x140x180 и 40x140x180 мм, которые позволяют моделировать производственный процесс и подбирать таким образом параметры деформационно-термической обработки.

5.1 Сплавы 1D и 2D

В данном разделе будут рассмотрены результаты первого эксперимента по подбору режима деформационно-термической обработки на примере слитка размерами 40x140x180 мм.

5.1.1 Микроструктура слитков

Анализ микроструктура слитков размером 40x140мм приведенных на рисунке 5.1, показывает, что фазовый состав практически не отличается от слитков первой серии экспериментальных сплавов с похожим составом (рис. 4.2а и 4.6а) несмотря на значительную разницу в размерах и как следствие более низкую скорость кристаллизации. Отличие микроструктуры заключается в наличии небольших первичных кристаллов Al_6Mn , это является следствием снижения скорости кристаллизации. Таким образом фазовый состава данных слитков имеет более соответствующую корреляцию с расчетными зависимостями T-Q отображенными в 3 главе (рис. 3.9а)

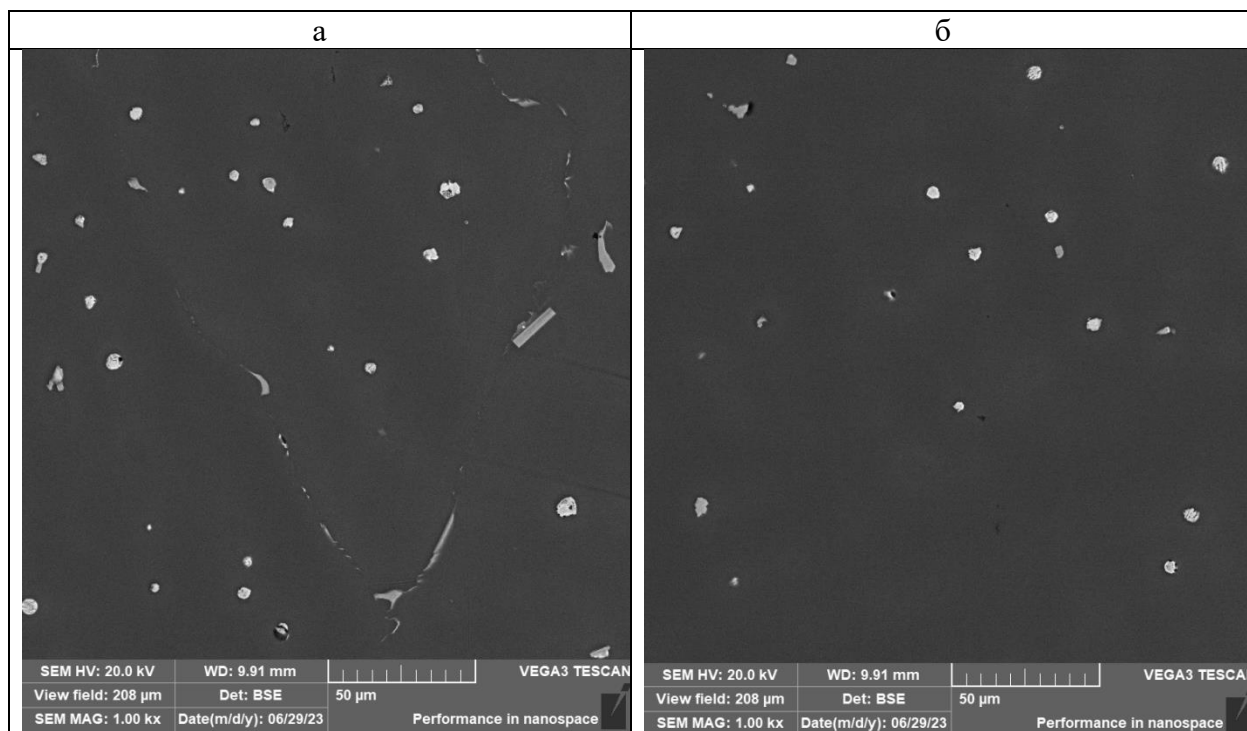


Рис. 5.1 Микроструктура слитков сплавов 1D(а) и 2D(б)

Таблица 5.1. Химический состав твердого раствора алюминия в отлитых слитках (40F).

Сплав ¹	Концентрация (Al), масс.%					
	Cu	Mn	Mg	Zn	Si	Fe
1D	1,34	1,37	0,81	0,86	<0.01	<0.01
2D	1,42	1,12	0,87	0,83	<0.01	<0.01

Микроструктура обоих слитков экспериментальных сплавов по структуре практически не отличается и в основном содержит эвтектические фазы Al_2Cu и Al_2CuMg (S – фаза). Согласно данным МРСА, состав твердого раствора сплавов (таблица 5.1) немного отличается по содержанию марганца (примерно на 0,2%), поскольку в сплаве 2D общая концентрация марганца ниже на 0,21% (таблица. 2.1), по остальным элементам состав (Al) практически не отличается. Также можно наблюдать более высокое содержание меди в твердом растворе в слитках сплавов 1D и 2D при сравнении со сплавами BM и BMZ (таблица 4.2), это связано со сниженной концентрацией магния на 0,2% в первых двух сплавах, что приводит к уменьшенному количеству S-фазы (сравнение рис. 4.2а, 4.6а и рис. 5.1).

5.1.2 Микроструктура горячекатаных листов

Бездефектные листы 5 мм экспериментальных сплавов 1D, 2D были получены методом горячей прокатки. На рисунке 5.2 видно, что из-за проведения гомогенизации слитка 1D перед прокаткой в горячекатанном листе присутствуют относительно крупные

дисперсоиды фазы Al_{20} , в то время как горячекатанном листе сплава 2D дисперсоиды также выделяются, но они практически не видны. Дальнейший анализ микроструктуры горячекатаных листов показал, что после гомогенизации $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ и прокатки полностью растворяются медь и магний содержащие фазы, а фаза Al_6Mn уменьшается в размере (рис. 5.3 а, б). В сплаве 2D присутствуют фазы Al_2Cu и Al_2CuMg образовавшиеся при литье (рис. 5.1 б), которые остались и после прокатки (рис. 5.3 в, г), также видны довольно крупные частицы фазы Al_6Mn . Количество частиц Al_2Cu и Al_2CuMg незначительно уменьшилось, поскольку магний и медь частично растворились в (Al) при нагревании при $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ (до и во время прокатки). Следует отметить, что морфологии частиц кристаллизационного происхождения практически не изменилась при деформации в сплаве 2D.

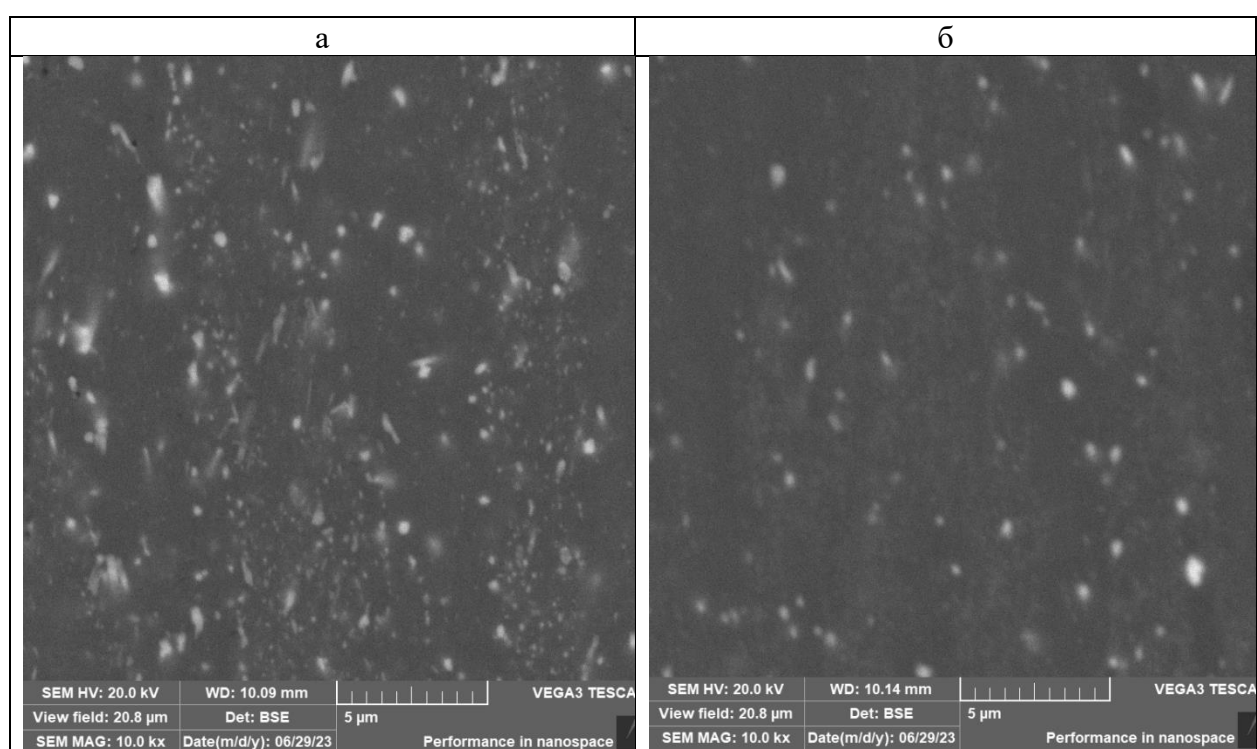


Рис.5.2. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а) 1D, б) 2D

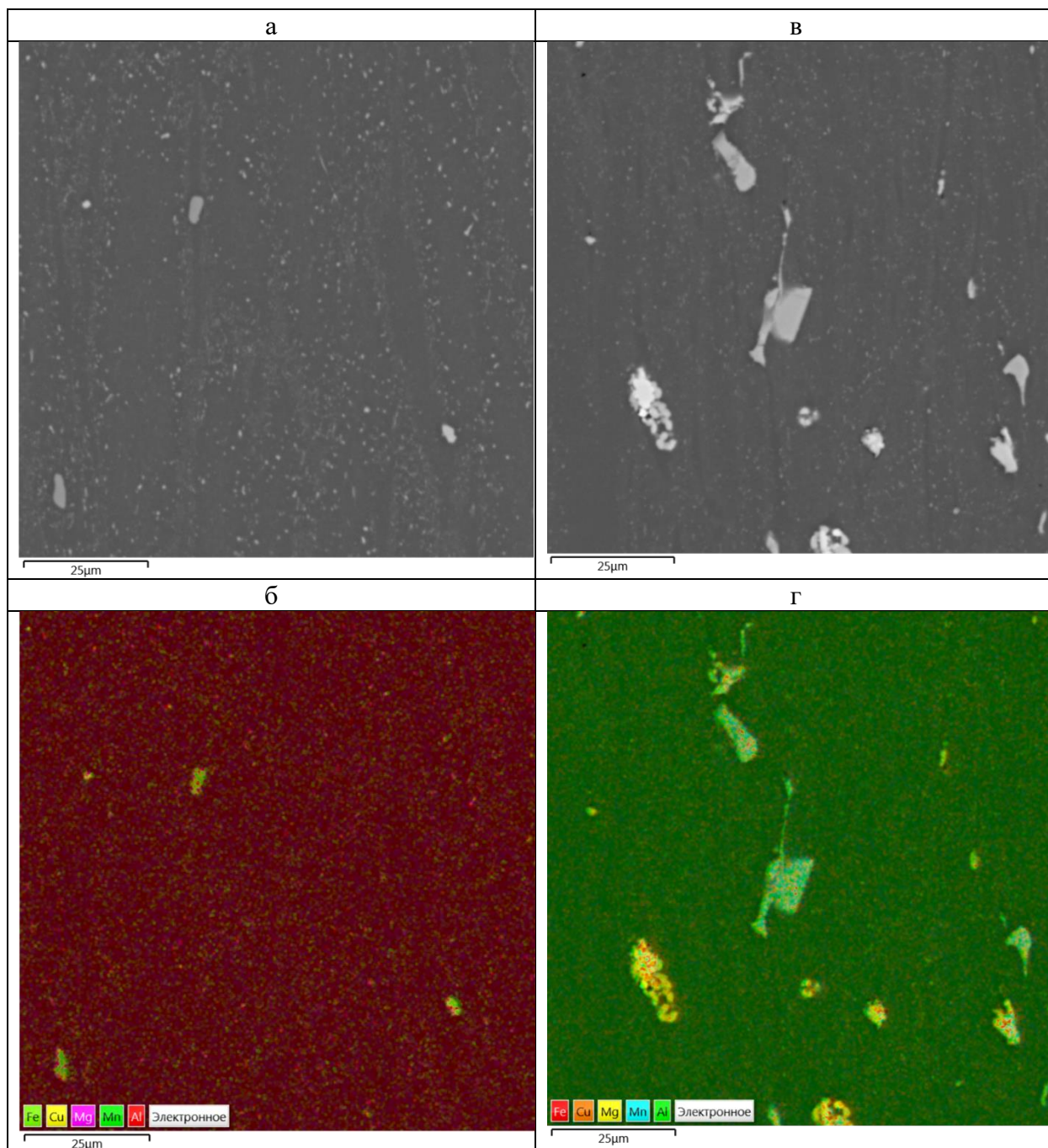


Рис.5.3. Микроструктура горячекатаных листов экспериментальных сплавов, СЭМ:
а, б) 1D, в, г) 2D

5.1.3 Твердость холоднокатаных листов

На рис. 5.4 представлены зависимости твердости холоднокатаных листов, изготовленных по двум режимам термомеханической обработки (таблица 2.4) от температуры отжига. Видно, что значительная разница по твердости между режимами наблюдается только в холоднокатаном состоянии. Также можно наблюдать рост твердости с увеличением температуры отжига, это происходит из-за того, что при повышении температуры увеличивается концентрация меди и магния в твердом растворе алюминия. Как известно из литературных источников, алюминиевые сплавы с одновременным

содержанием меди и магния в твердом растворе склонны к естественному старению. Из-за того, что твердость листов после отжигов измерялась не сразу образцы успевали естественно состариться, что и вызывало повышение твердости.

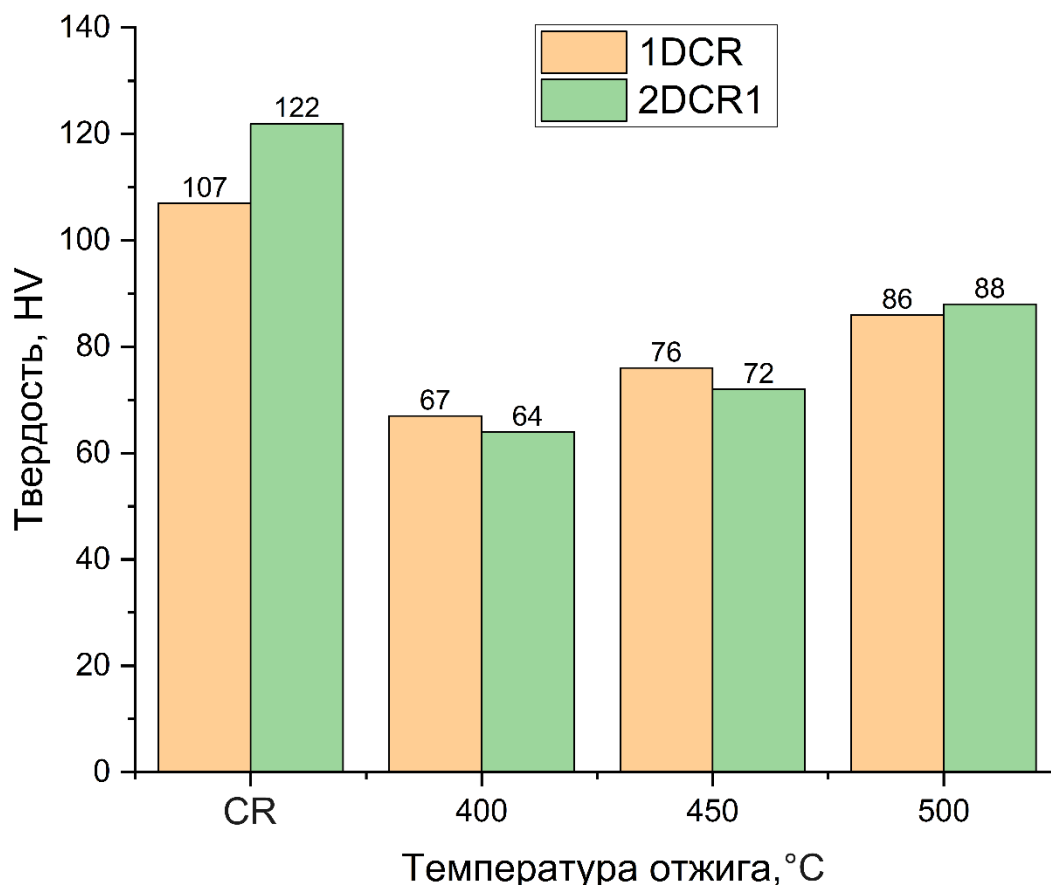


Рисунок 5.4. Твердость холоднокатаных листов

5.1.4 Испытания на разрыв холоднокатаных листов

На рисунке 5.5 представлены результаты испытаний на разрыв холоднокатаных листов, изготовленных по двум ранее представленным режимам (1DCR и 2DCR1), при разных температурах отжига с охлаждением на воздухе (рис. 5.5 а, б) и охлаждением вместе с печью.

Разные скорости охлаждения образцов на разрыв после отжигов были выбраны для того, чтобы подтвердить причину повышения твердости листов экспериментальных сплавов, которая наблюдается после отжигов при температурах выше 450 °C (рис. 5.4).

Как видно из результатов механических испытаний, представленных на рисунках ниже, характеристики холоднокатаных листов, полученных по обоим режимам при температуре отжига 400 °C практически, не изменяются при снижении скорости охлаждения (сравнение рис. 5.5 (а, в) с рис. 5.5 (б, г)). Однако, при повышении температуры отжига до 500 °C разница механических характеристик становится значительной и

составляет: ~100 МПа и ~50 МПа для предела прочности и предела текучести соответственно. Таким образом становится понятно, что в холоднокатаных листах сплавов с подобным составом может происходить закалка с последующим естественным старением при охлаждении образцов после отжигов (при температуре 500 °С и выше) на воздухе. Этот эффект более подробно будет рассмотрен на примере сплавов 0Mg, 0.5Mg, 1Mg в следующем разделе данной главы.

При сравнении механических характеристик холоднокатаных листов, изготовленных по режимам 1DCR и 2DCR1 с листами сплава BMZ характеристики которого были представлены в 4 главе (таблица 4.4), можно увидеть значительную разницу в механических свойствах после отжига при 400 °С. Это происходит из-за того, что, в режиме 1DCR присутствует операция гомогенизации (отжиг при температуре 580 °С в течение 3 часов) и промежуточного отжига в режиме 2DCR1 (450 °С в течение 3 часов).

Такие операции в технологическом процессе приводят к увеличению размеров диспероидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (рис. 5.2, 5.3), которые являются ингибиторами рекристаллизации [107-111], величина диспероидов влияет на эффективность противодействию протекания процесса рекристаллизации. И поскольку деформационное упрочнение вносит значительный вклад в механические характеристики сплавов типа АЛТЭК (рис. 4.27), высокотемпературные отжиги на любом этапе производства деформируемых полуфабрикатов (450 °С и выше) могут приводит к снижению свойств при испытаниях на разрыв.

Для подтверждения вышеописанного явления холоднокатанные листы из сплава 2D были изготовлены без применения гомогенизации (для слитка) и промежуточного отжига (для горячекатанного листа), режим 2DCR2 (таблица 2.4). При сравнении результатов испытаний на разрыв холоднокатаных листов, изготовленных по режиму 2DCR2 (рис. 5.6) с листами, полученными по режимам 1DCR и 2DCR1 (рис. 5.5) после отжига 400 °С в течение 3 часов, видна значительная разница как прочности (~100 МПа и ~50 МПа для предела прочности и предела текучести соответственно) так и в пластичности (~10%). Такая разница в характеристиках подтверждает предположения, выдвинутые в предыдущем абзаце, по поводу негативного влияния высокотемпературных отжигов при получении деформируемых полуфабрикатов.

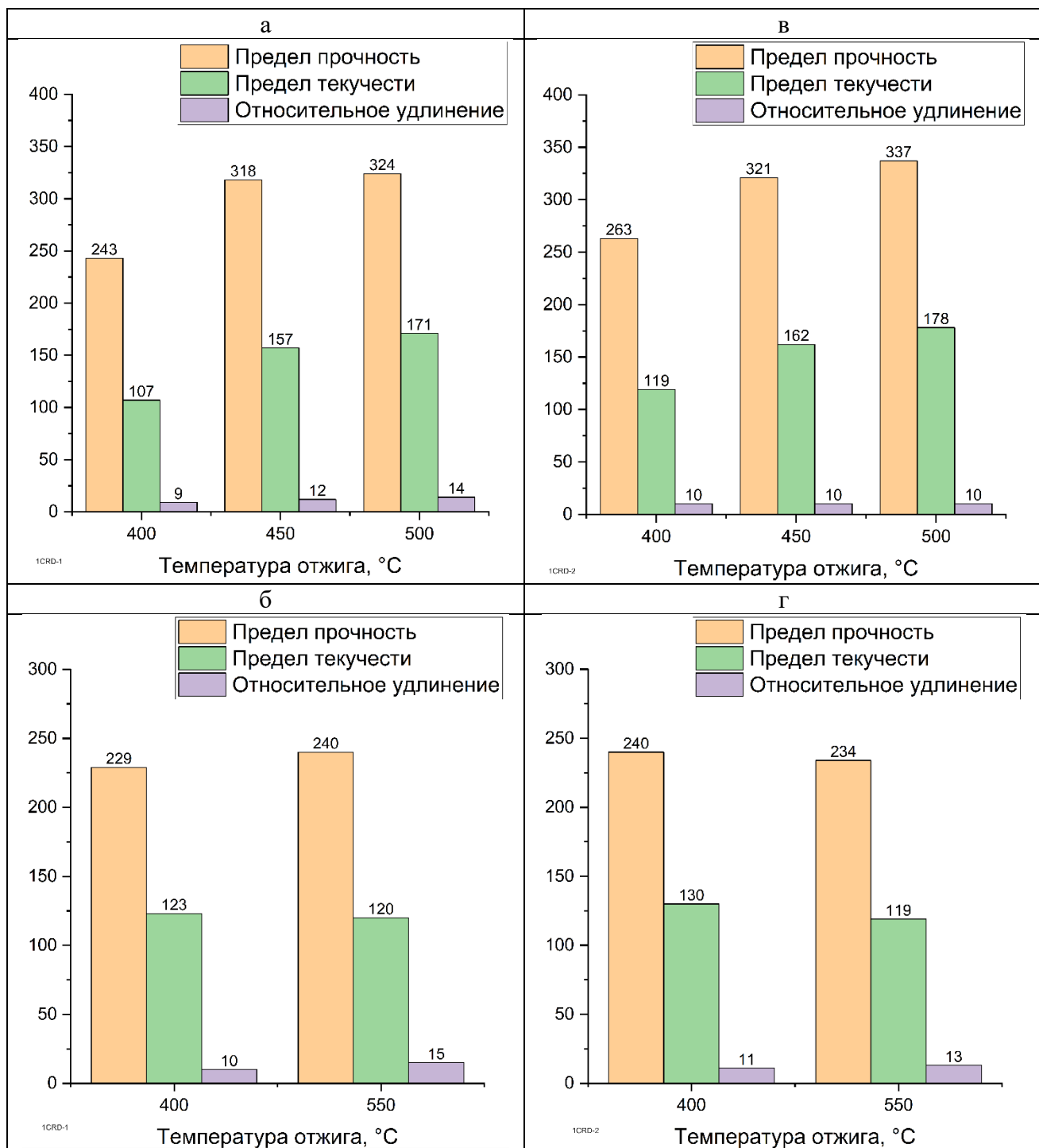


Рисунок 5.5 Механические характеристики холоднокатаных листов, изготовленных по двум режимам: 1DCR (а, б); 2DCR1 (в, г); с охлаждением после отжига на воздухе (б, г) и с охлаждением вместе с печью (а, в)

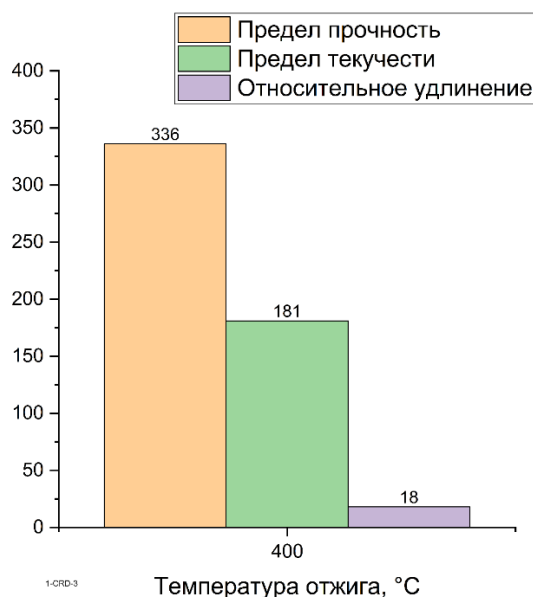


Рисунок 5.6. Механические характеристики холоднокатаных листов, изготовленных по режиму 2DCR2(таблица 2.4)

5.2 Сплавы 0Mg, 0.5Mg, 1Mg

В данном разделе будут рассмотрены сплавы Al-1,5Cu-1,5Mn с различным содержанием магния и цинка. Также будет подробно рассмотрено влияние скорости охлаждения после отжигов при разных температурах на механические характеристики холоднокатаных листов.

5.2.1 Микроструктура слитков

Литая микроструктура всех 3 сплавов выглядит примерно одинаковой: равномерно распределенные в алюминиевой матрице включения компактной формы (рис.5.7 а,в,д). При больших увеличениях можно увидеть, что эти включения представляют собой участки эвтектики (рис.5.7 б,г,е), которые, очевидно, образовались в результате неравновесной кристаллизации. По данным МРСА она идентифицируется следующим образом: в базовом сплаве (Al)+Al₂Cu, а в сплавах 0,5Mg и 1Mg – (Al)+Al₂Cu+ Al₂CuMg (S). Следует отметить, что почти все количество марганца, магния и цинка находится в составе (Al), а концентрация меди в (Al), несколько меньше (табл.5.2). Количество Fe-содержащих фаз незначительно, что обусловлено низким содержанием железа в сплавах.

Таблица 5.2. Фактический состав экспериментальных сплавов

Сплав ¹	Концентрация в (Al)), масс.%						Al
	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Si	
0Mg	1,11	1,38	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	основа
0,5Mg	0,89	1,22	0,53	1,31	<0,01	<0,01	
1Mg	0,89	1,25	1,00	0,91	<0,01	<0,01	

¹см. в табл. 2.1

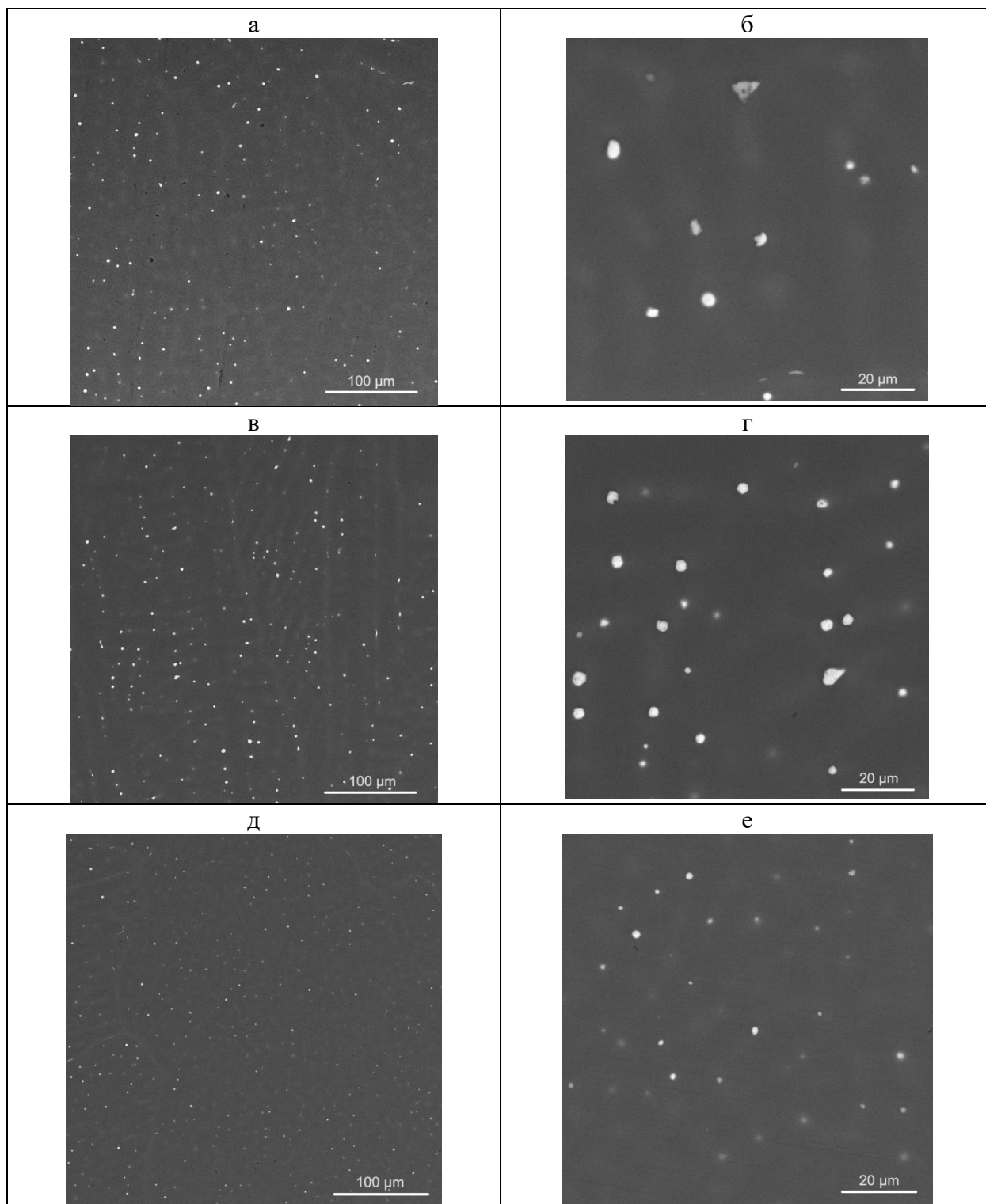


Рис.5.7. Микроструктуры экспериментальных сплавов в слитках (F), СЭМ: а, б) 0Mg, в, г) 0.5Mg, д, е) 1Mg

5.2.2 Микроструктура горчекатаных и холоднокатаных листов

Горячая прокатка мало сказывается на микроструктуре, хотя ее температура выше сольвуса (табл. 5.3). Это можно объяснить недостаточным временем нагрева (до прокатки и в процессе ее проведения), чтобы полностью растворить эвтектические включения, которые выявляются во всех 3 сплавах (рис. 5.8 а,в,д). Кроме того, в структуре

горячекатаных листов начинается формирование Mn-содержащих наноразмерных дисперсоидов, что обусловлено частичным распадом (Al). Данный процесс подробно рассмотрен в наших предшествующих работах [107-111]. Холодная прокатка не оказывает влияния на фазовый состав, отмечается лишь дробление эвтектических включений. С другой стороны, отжиг приводит почти к полному растворению последних, что видно из рис. 5.8 б,г,е. Оставшиеся небольшие частицы представляют собой Fe-содержащие фазы, преимущественно $Al_6(Fe,Mn)$.

Исходя из того, что после отжига холоднокатаных листов возможно формирование фазового состава, близкого к равновесному, был проведен расчет фазового состава экспериментальных сплавов. Как видно, из табл. 5.3, отжиг сплавов 0.5Mg и 1Mg должен приводить к полному растворению магния и цинка в (Al), уже начиная с 400 °C. С другой стороны, концентрация меди в (Al) зависит, как от состава сплава, так и от температуры отжига, что обусловлено ее частичным связыванием в дисперсоиды $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Следует отметить, что согласно расчету во всех сплавах возможно также образования дисперсоидов Al_6Mn . количество которых должно увеличиваться с повышением температуры отжига. При этом концентрация Mn в (Al) должна повышаться, а количество дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$, наоборот, снижаться (табл. 5.3).

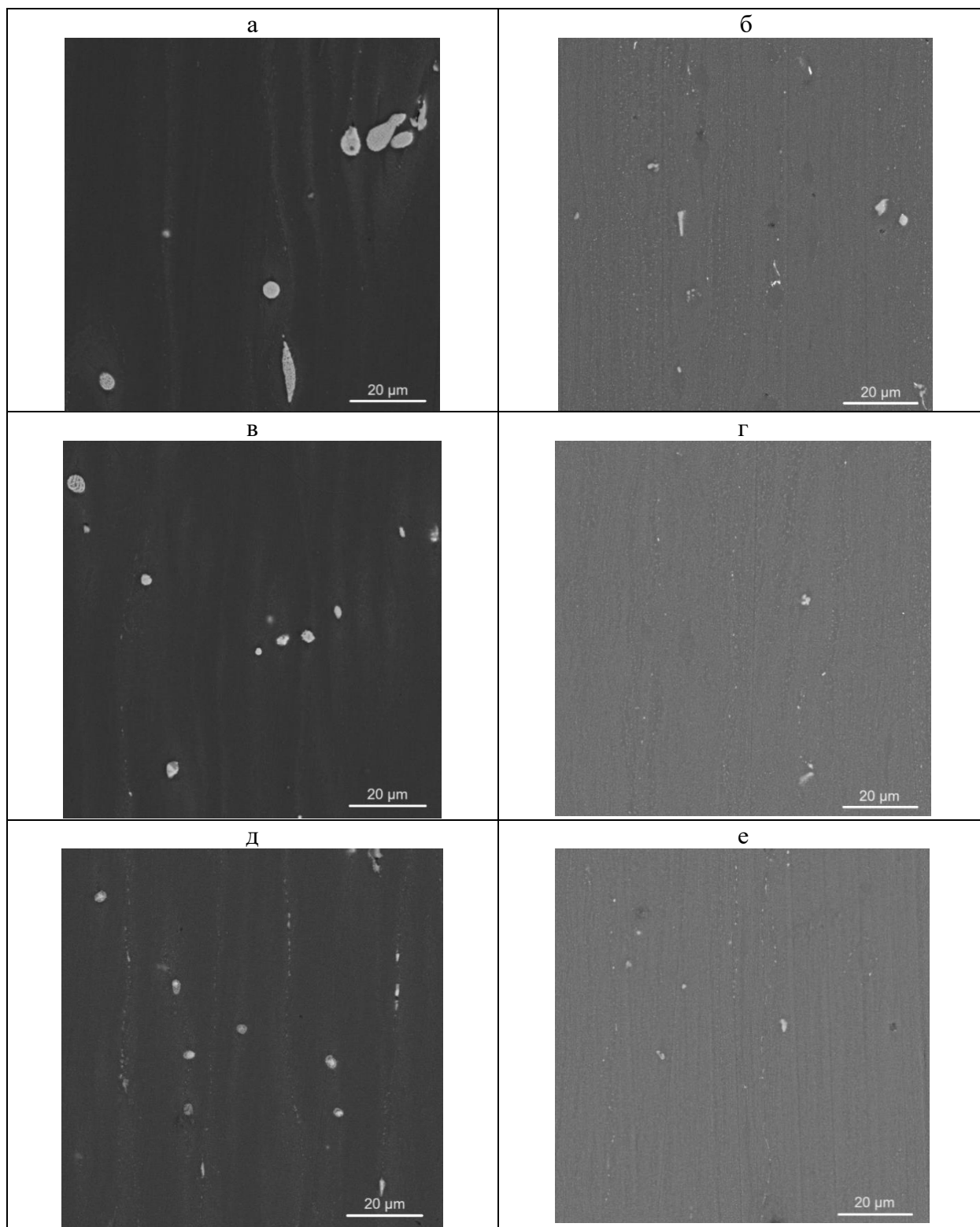


Рис.5.8. Микроструктуры экспериментальных сплавов в горячекатаных (а, в, д) и холоднокатаных (б, г, е) листах, СЭМ: а, б) 0Mg, в, г) 0.5Mg, д, е) 1Mg, а, в, д) – состояние HR, б, г, е) – состояние CR500A (см. табл.2.8)

Таблица 5.3. Расчетные параметры фазового состава экспериментальных сплавов при температурах отжига

Сплав ¹	T ² , °C	Доля фаз ³ , масс.%			Концентрация в (Al), масс.%				
		Al ₂₀	Al ₆	(Al)	Cu	Mn	Zn	Mg	Al
0Mg	400	6.75	0.29	основа	0.40	0,11	–	–	основа
	450	5,87	0.62		0.55	0.21	–	–	
	500	4.82	0,84		0.71	0.36	–	–	
0.5Mg	400	5.78	0.73		0.46	0.09	1.40	0.52	
	450	4.80	1.15		0.61	0.19	1.39	0.52	
	500	3.65	1.49		0.79	0.34	1.39	0.51	
1Mg	400	5.27	0.97		0.51	0.09	1.06	1.11	
	450	4.20	1.49		0.68	0.17	1.05	1.11	
	500	2.95	1.94		0.87	0.31	1.04	1.10	

¹см. в таблице 2.1, ²температура отжига, ³Al₂₀–Al₂₀Cu₃Mn₂ Al₆–Al₆Mn

5.2.3 Испытания на разрыв

В 4 главе проводились исследования сплавов подобной композиции и были получены механические характеристики листов в различных состояниях, в том числе и в холоднокатаном (таблица 4.4, 4.5). Было установлено, что при существенном повышении прочности относительное удлинение составляет менее 1%. Поэтому проведение испытаний на разрыв холоднокатаных листов не проводили из-за заведомо низкой пластичности. Из результатов определения механических свойств отожженных холоднокатаных листов, приведенных в табл. 5.4, следует, что максимальная прочность всех трех сплавов достигается после отжига при 400 °C (CR400A). При этом повышение скорости охлаждения после отжига (CR400B). мало сказывается на прочностных свойствах, но снижает пластичность в сплавах 0,5Mg и 1Mg. Предположительно это может быть связано с тем, что при охлаждении в печи из-за длительной выдержки образцов при температурах ниже сольвуса происходит более равномерное выделение стабильной S-фазы (Al₂CuMg) из (Al) по сравнению с ускоренным охлаждением. Для более точного определения причин данного явления требуются дополнительные исследования с использованием просвечивающей электронной микроскопии.

В состоянии CR400A сплавы с добавками Mg и Zn прочнее базового сплава примерно на 25% (рис.5.9) и не уступают ему по пластичности. Из полученных результатов также следует, что для повышения прочности базового сплава достаточно добавки магния в количестве 0,5%, поскольку механические свойства сплавов 0,5Mg и 1Mg очень близки между собой (табл.5.4). При этом допустимая концентрация цинка может быть повышена, как минимум, до 1,3%.

Таблица 5.4. Механические свойства отожженных холоднокатаных листов

Сплав ¹	Режим отжига ²	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
0Mg	CR400A	239	182	9
	CR400B	254	208	7.5
	CR450A	202	117	10
	CR500A	192	97	14
0.5Mg	CR400A	303	222	13
	CR400B	293	232	8,1
	CR450A	240	130	17
	CR450B	251	132	16,5
1Mg	CR500A	233	120	15
	CR400A	294	209	12
	CR400B	293	238	6.4
	CR450A	256	131	15
	CR500A	255	127	16

¹см. табл. 2.1, ²см. табл.2.8

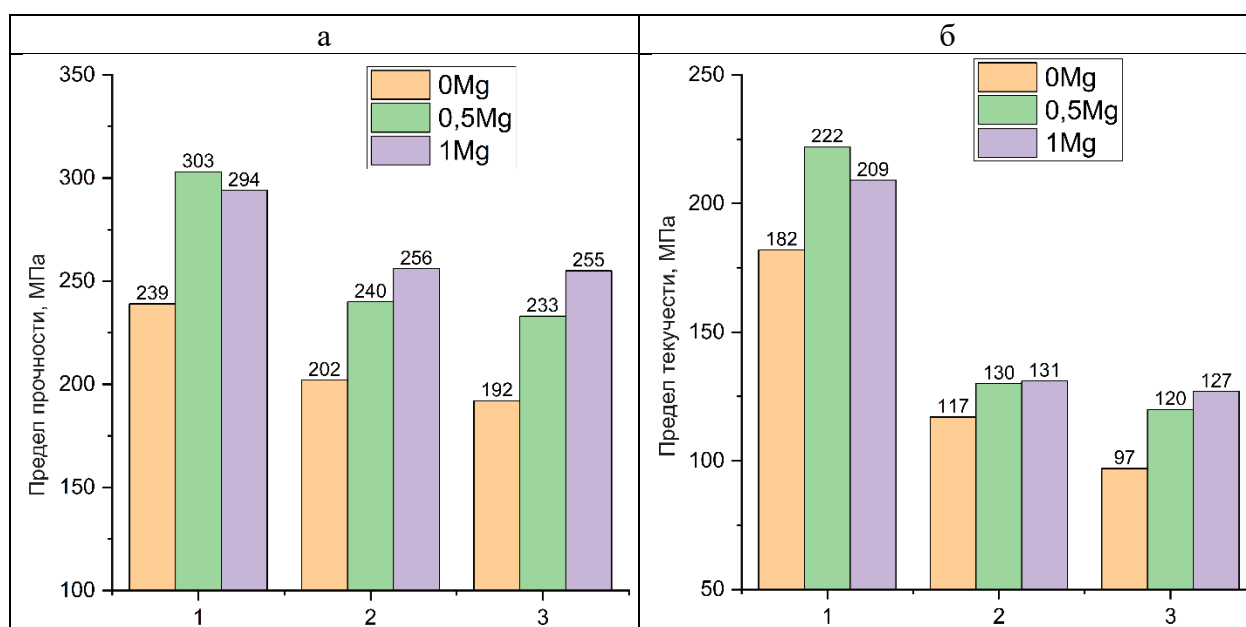


Рис.5.9. Сравнение прочностных свойств отожженных холоднокатаных листов: а) UTS, б) YS, CR400A, 2- CR450A, 2- CR500A (см. табл.2.8)

Повышение температуры отжига до 450 °C (CR450A) приводит к сильному разупрочнению при некотором росте пластичности. Снижение прочности обусловлено формированием рекристаллизованной структуры (рис.5.10), что можно связать с уменьшением количества дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (см. табл.5.3), которые являются эффективными антирекристаллизаторами [107-111]. На примере сплава 0,5Mg было также подтверждено незначительное влияние на прочность повышенной скорости охлаждения после отжига при 450 °C (CR450B). Механические свойства после отжига при 500 °C (CR500A) примерно такие, как и после отжига при 450 °C. Следует отметить, что

упрочняющий эффект от добавки магния сохраняется во всех состояниях, что видно из рис.5.9.

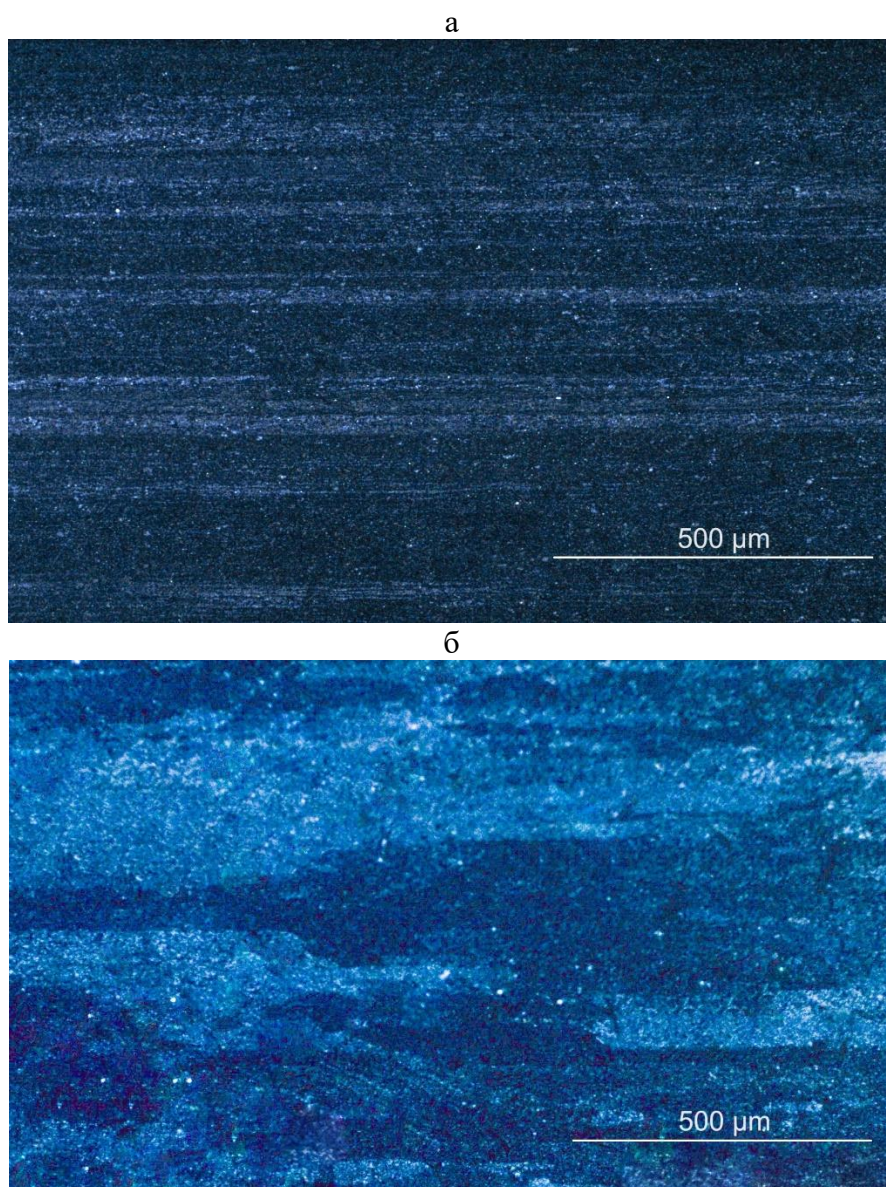


Рис.5.10. Зеренная микроструктура сплава 0,5Mg в состояниях CR400A (а) и CR450A (б), ОМ (поляризованный свет)

Таким образом, из полученных данных следует, что совместное добавление Mg и Zn в различных соотношениях к базовому сплаву Al–1,5%Cu–1,5%Mn позволяет заметно повысить прочностные свойства отожженных холоднокатаных листов даже при медленном охлаждении, которое соизмеримо с охлаждением рулонов в условиях промышленного производства, кривые охлаждения приведены на рис. 5.11 [191].

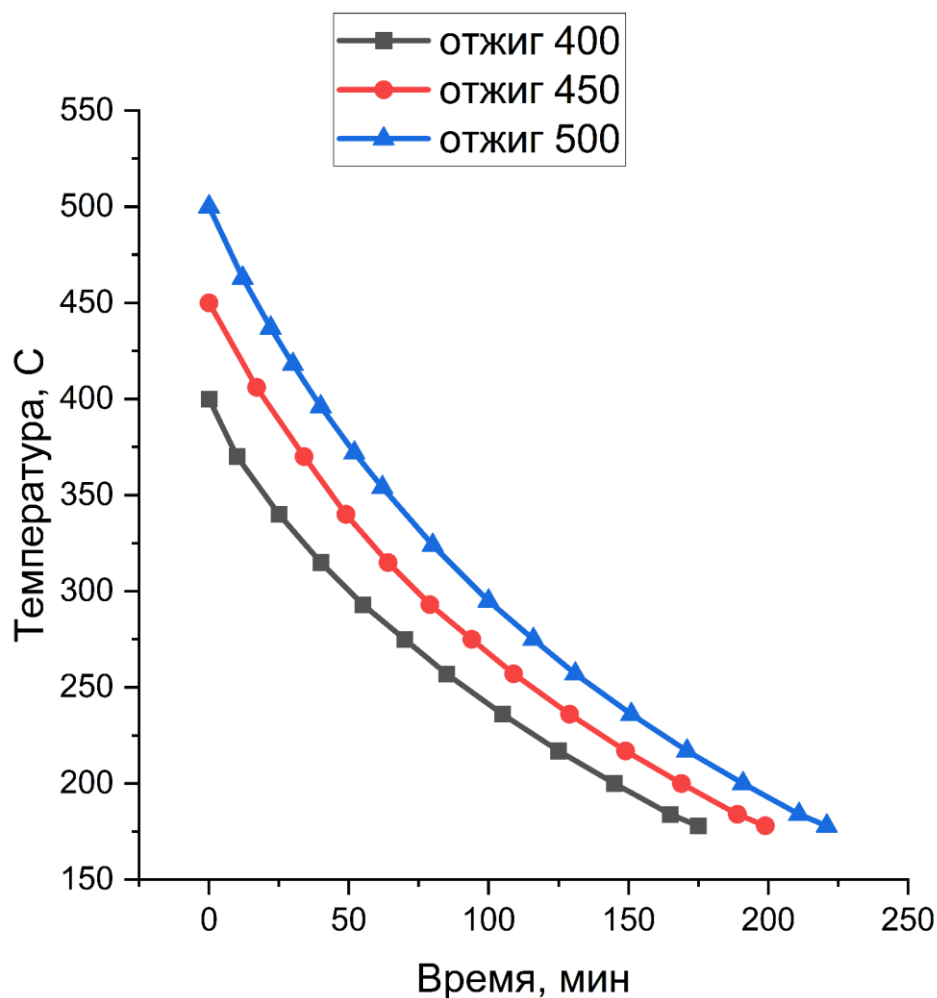


Рис. 5.11. Кривые охлаждения листов экспериментальных сплавов 0Mg, 0.5Mg, 1Mg в печи после различных температур отжига

5.3 Сплав 6S

В данном разделе будут представлены результаты исследований сплава, изготовленного на основе баночного лома для рассмотрения принципиальной возможности производства сплавов системы 2Cu-1,5Mn (Mg, Zn) с применением разнообразного вторичного сырья, содержащего такие примесные элементы как железо и кремний в концентрации до 0,5%.

5.3.1 Микроструктура слитка

Анализ микроструктура слитков сплава 6S (таблица 2.1), приведенных на рисунке 5.12, показывает, что фазовый состав практически не отличается от слитков первой серии экспериментальных сплавов BFM, BFMZ с похожим составом (рис. 4.26 и 4.66) несмотря на значительную разницу в размерах и как следствие более низкую скорость кристаллизации. Отличие микроструктуры заключается в наличии небольших первичных кристаллов Al_6Mn и не большого количества фазы Mg_2Si , это является следствием

снижения скорости кристаллизации. Таким образом фазовый состав слитков данного сплава имеет более соответствующую корреляцию с расчетными зависимостями T-Q отображенными в 3 главе (рис. 3.9 б)

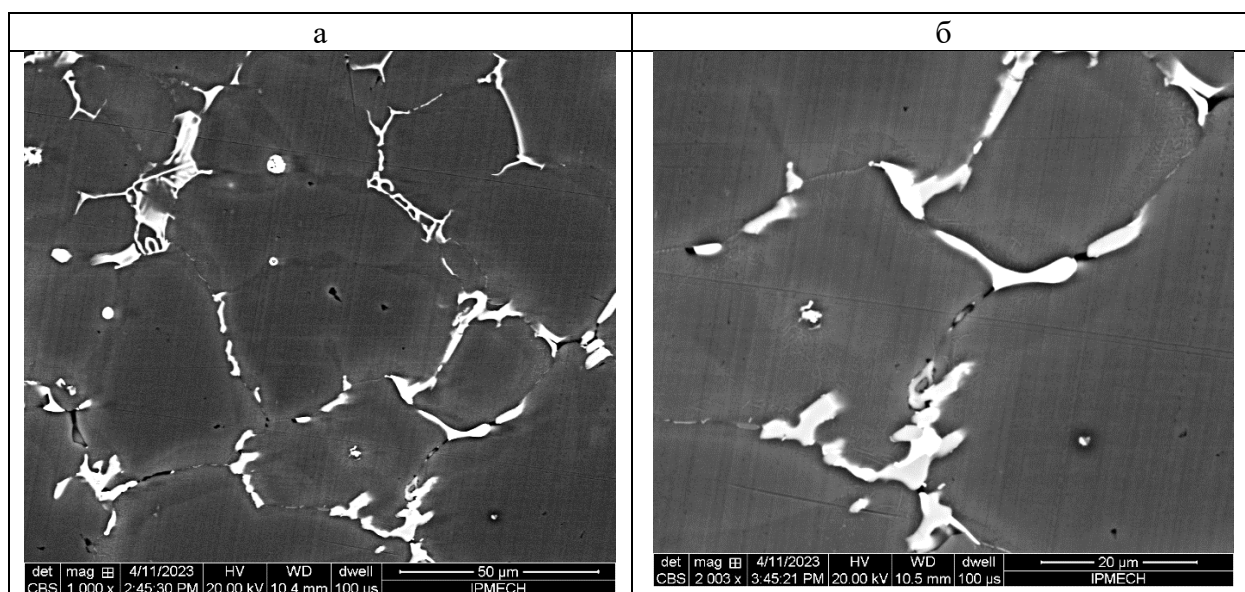


Рис. 5.12 Микроструктура слитка сплава 6S

Структура слитка сплава 6S характеризуется наличие эвтектических включений фазы $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ скелетообразной формы и фазы Al_2CuMg в виде прожилок (рис.5.12). Цинк и цирконий при этом полностью находятся в составе алюминиевого твердого раствора (далее (Al)). В последнем даже находится большая часть марганца и значительная часть меди и магния. Концентрации железа и кремния в (Al) пренебрежимо малы. Также в микроструктуре слитка сплава 6S, согласно МРСА, были обнаружены интерметаллиды фаз Al_6Mn и Mg_2Si в небольших количествах, относительно других фаз.

5.3.2 Микроструктура горячекатаных листов

Бездефектные листы толщиной 2 мм сплава 6S были получены методом горячей прокатки. Анализ микроструктуры горячекатаных листов показал, что частицы железосодержащей фазы, образовавшиеся при литье (рис. 5.12), остались после прокатки (рис. 5.13 а) из-за низкой растворимости железа в (Al). Количество частиц Al_2Cu и Al_2CuMg незначительно уменьшилось, поскольку магний и медь частично растворились в (Al) при нагревании при 450 °С (до и во время прокатки). Следует отметить, что произошло значительное улучшение морфологии частиц кристаллизационного происхождения из-за их фрагментации при деформации. Этот эффект был также замечен в структурах сплавов серии BF (рис. 4.76-4.126). Можно заметить, что распад твердого раствора и выделение

дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ начинает происходить уже во время горячей прокатки (рис. 5.13 а) однако степень его не велика. При отжиге $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 3 часа (рис. 5.13 б) мелкими точками видны выделившиеся дисперсоиды, но фазы кристаллизационного происхождения все еще присутствуют в том объеме, в котором они были после горячей прокатки. При повышении температуры отжига до 450 и $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается растворение избыточных фаз Al_2Cu , Al_2CuMg , Mg_2Si (рис. 5.13 в, г), также дисперсоиды при этих температурах значительно вырастают и становятся хорошо заметны даже при относительно небольшом увеличении.

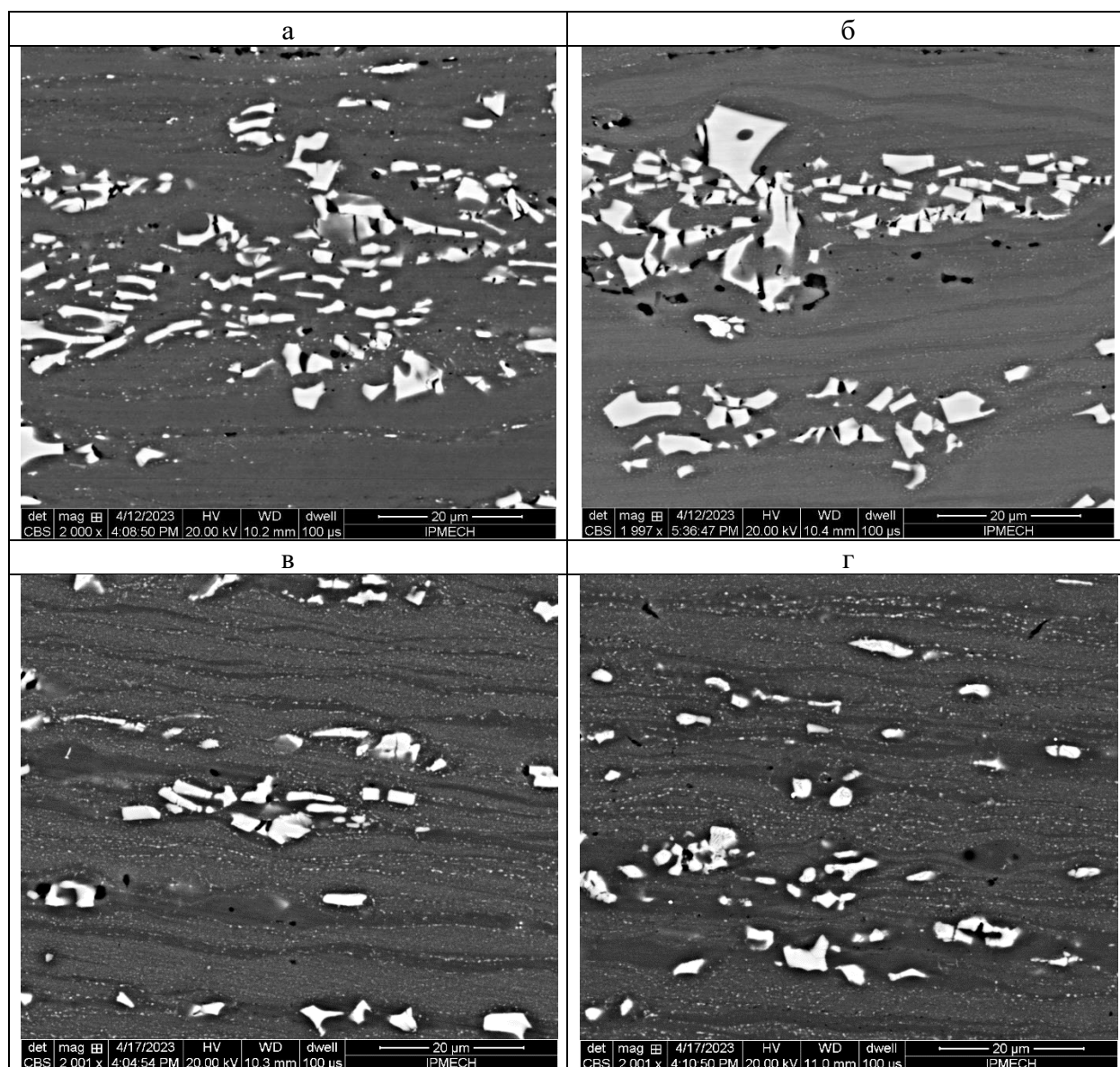


Рис. 5.13 Микроструктура горячекатаных листов до (а) и после отжигов при температурах б) $400\text{ }^{\circ}\text{C}$; в) $450\text{ }^{\circ}\text{C}$; г) $500\text{ }^{\circ}\text{C}$

Изображения, полученные при помощи просвечивающей электронной микроскопии (рис. 5.14), подтверждают наличие дисперсоидов размер которых составляет $100\text{--}200\text{ нм}$ после отжига при температуре $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $200\text{--}800\text{ нм}$ после отжига $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Также на рис. 5.14

(а, в) видно, что после отжига при температуре 400 °С сохраняется высокая плотность дислокаций и субзеренная структура. В то время как после отжига при 500 °С (рис. 5.14 б, г) не наблюдается значительных искажений кристаллической решетки алюминия.

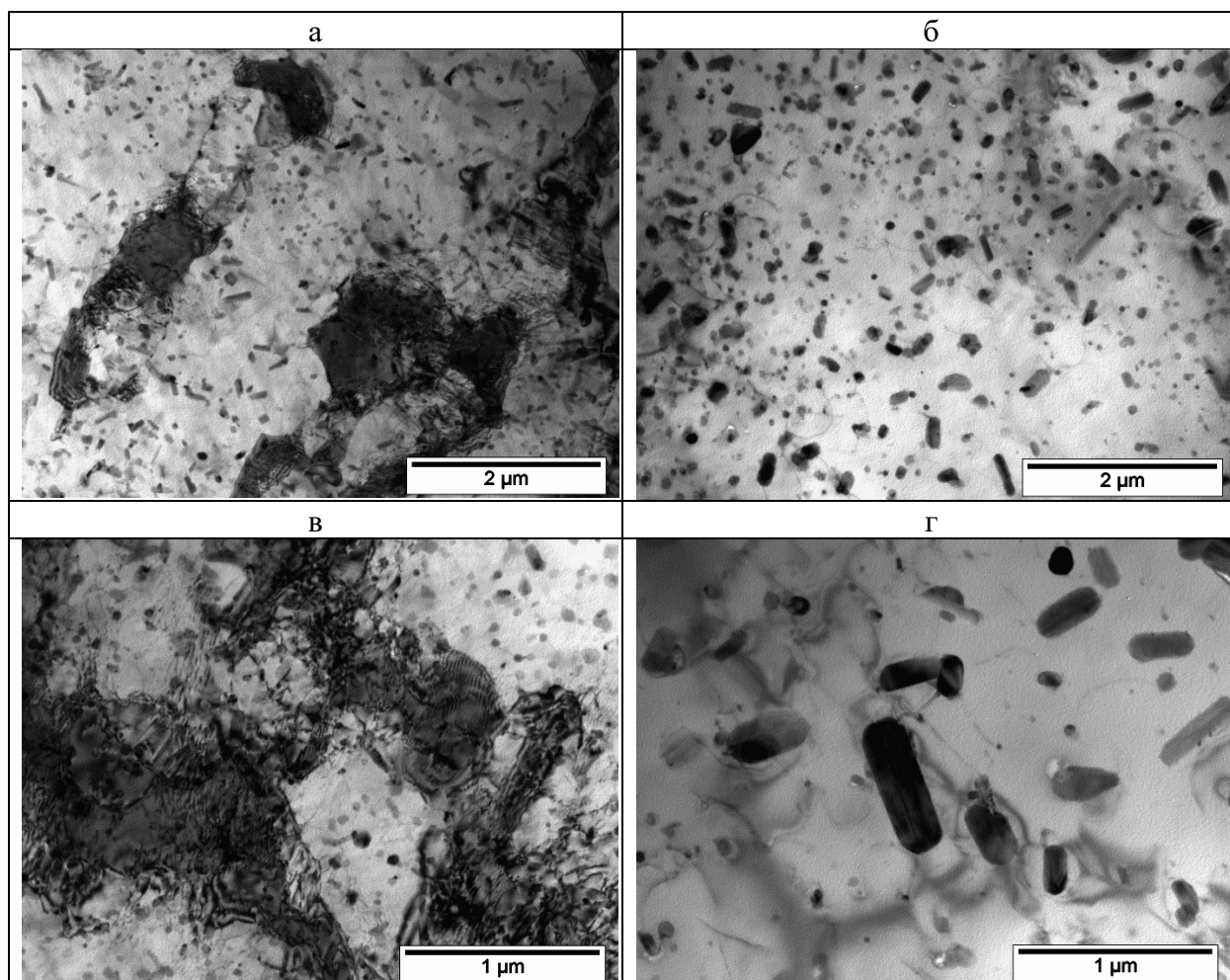


Рис. 5.14 ПЭМ Микроструктура горячекатаных листов после отжигов 400 °С (а, в) и 500 °С (б, г)

5.3.3 Механические свойства

На рисунке 5.15 представлены зависимости твердости горячекатаных и холоднокатаных листов от температуры ступенчатого отжига от 300 до 500 °С с шагом 50 °С. На диаграмме видно, что в исходном состоянии присутствует значительная разница в 16 HV, которая уменьшается начиная с первой ступени отжига вплоть до 400 °С, где происходит выравнивание значений твердости холоднокатаных и горячекатаных листов. При дальнейших ступенях отжига происходит значительное снижение твердости листов в обоих состояниях, что объясняется протеканием процесса рекристаллизации.

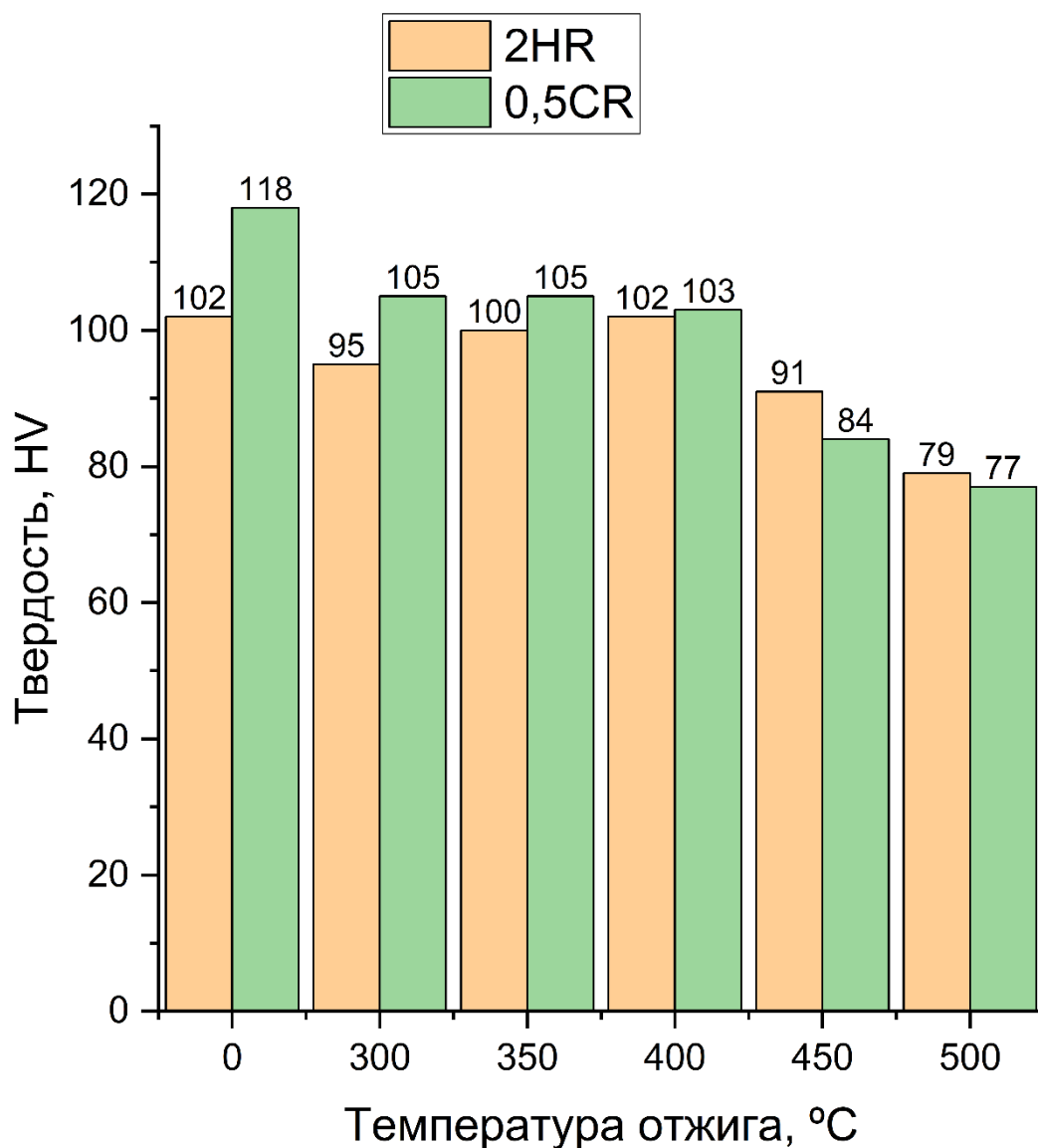


Рис. 5.15 Твердость холоднокатаных и горячекатаных листов сплава 6S

После выстраивания зависимости твердости от температуры ступенчатых отжигов были проведены испытания на растяжение горячекатаных и холоднокатаных листов после 3-х часовых отжигов при температурах 400, 450 и 500 °C. Временное сопротивление (σ_b) после всех вариантов отжига была практически на одном уровне (около 350 МПа). Предел текучести ($\sigma_{0,2}$) с ростом температуры отжига снизился, а относительное удлинение (δ), наоборот повысилось (рис. 5.16). Уменьшение $\sigma_{0,2}$ можно объяснить укрупнением дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (рис. 5.14), что уменьшает их антирекристаллизационный эффект и как следствие происходит снижение деформационного упрочнения [107-111]. Сплав 6S проявил достаточно высокую технологичность и при холодной прокатке. Из исходных горячекатаных листов были успешно получены холоднокатаные листы толщиной до 0,5 мм включительно.

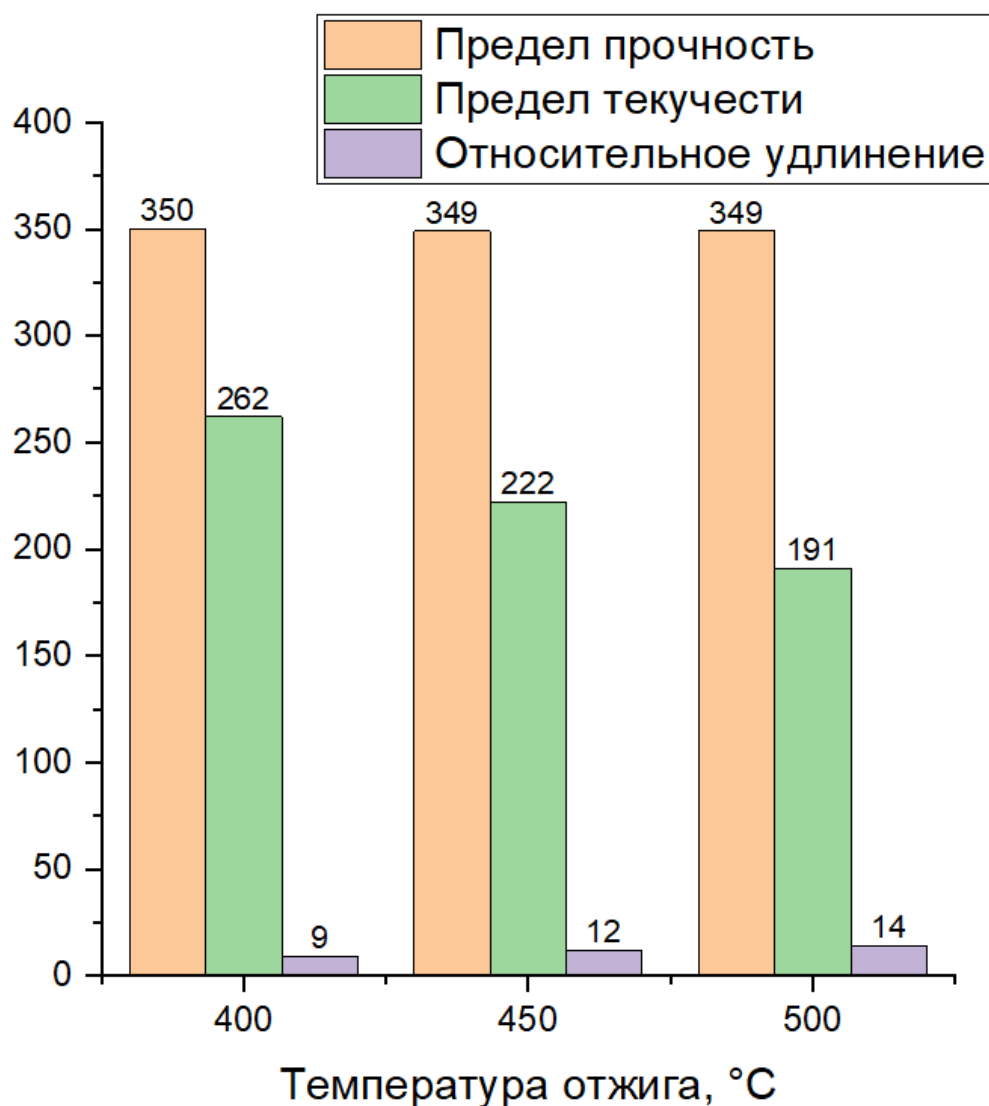


Рис. 5.16 Механические свойства горячекатаных листов после 3-часовых отжигов при температурах 400, 450 и 500 °C

Механические свойства холоднокатаных листов после 3-часовых отжигов при температурах 400, 450 и 500 °C представлены на рисунке 5.17. Видно, что при повышении температуры отжига предел прочности увеличивается, чего не происходит в горячекатаных листах, в то время как предел текучести практически не меняется. Такая зависимость механических свойств холоднокатаных листов от температуры говорит, что как и в листах сплавов 1D, 2D после отжигов 450 и 500 °C происходит закалка с последующим естественным старением. Для подтверждения данного вывода были проведены дополнительные испытания на разрыв холоднокатаных листов после отжига при 500°C в течение 3 часов с последующим отжигом при температуре 250 °C в течение 3 часов, которым можно назвать перестариванием (состояние CR500-П, таблица 2.8).

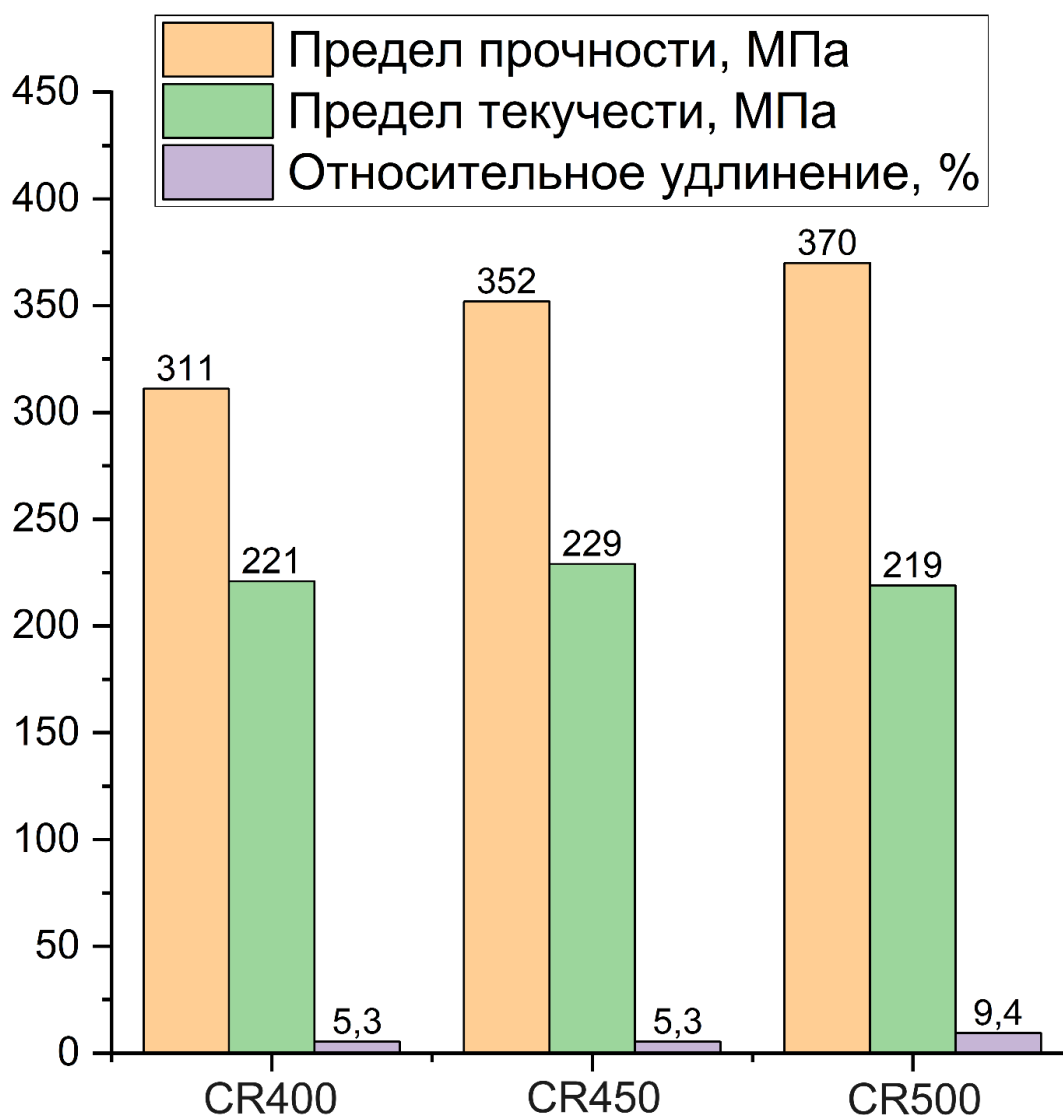


Рис. 5.17 Механические свойства холоднокатаных листов после 3-часовых отжигов при температурах 400, 450, 500 °C

Результаты испытаний на разрыв холоднокатаных листов CR500-П представлены на рис. 5.18, видно, что при перестаривании происходит значительное снижение механических характеристик и при сравнении с листами, изготовленными по режимам 1DCR и 2DCR1 с охлаждением вместе с печью (рис. 5.5 б, г), видно сходство механических свойств. Это значит, что в холоднокатаных листах в сплаве 6S, как и в сплавах 1D и 2D при температуре термической обработки 500 °C происходит закалка с последующим естественным старением, что оказывает значительный вклад в механические характеристики.

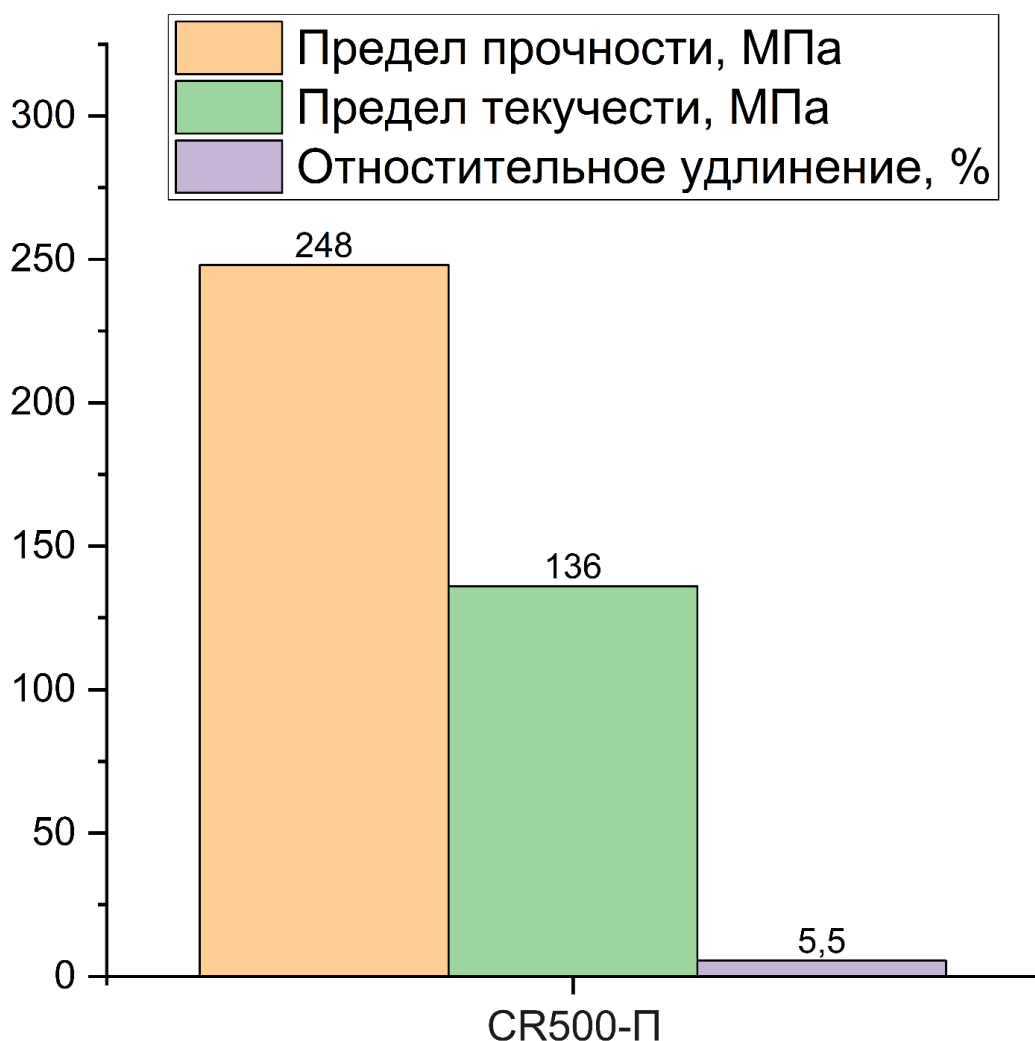


Рис. 5.18 Механические свойства холоднокатаных листов после 3-часового отжига при 500 С и перестраивания (250С в течении 3 часов)

5.4 Сплав AMS

В предыдущих разделах данной главы были рассмотрены сплавы на примере крупных слитков с размерами 20x140x180мм и 40x140x180мм, с различным содержанием магния, цинка в том числе и с повышенными концентрациями примесных элементов. Было выявлено, что из-за наличия избыточного количества меди при концентрации магния 1% и более того после отжигов при температурах выше 450 °С и охлаждении на воздухе происходит закалка образцов с последующим естественным старением, в то время как при концентрации магния 0,5% и меньше, такого эффекта не наблюдается. Более того, на примере сплавов 0,5Mg и 1Mg становится заметно, что увеличение концентрации магния выше 0,5% не приводит к значительному повышению механических характеристик. Поэтому было принято решение скорректировать состав целевого сплава, изготовленного на основе вторичного сырья, и ограничить концентрацию магния на уровне 0,5%.

В данном разделе будут рассмотрены результаты изучения микроструктуры и механических свойств сплава AMS с целевым составом Al-1,8%Cu-1,5%Mn-0,5%Mg-1,5%Zn-0,4%Fe-0,4%Si. Также в данном разделе будет проведено сравнение микроструктуры и механических характеристик данного сплава со сплавом близким по составу к марочному сплаву 2219 (ГОСТ 4784–2019 сплав 1201).

5.4.1 Микроструктура слитка

Анализ микроструктура слитков сплава AMS (таблица 2.1), приведенных на рисунке 5.19(а), показывает, что фазовый состав практически не отличается как от слитков первой серии экспериментальных сплавов BFM, BFMZ с похожим составом (рис. 4.26 и 4.66) несмотря на значительную разницу в размерах и как следствие более низкую скорость кристаллизации, так и от фазового состава слитков сплава 6S (рис. 5.12).

Отличие микроструктуры сплава AMS от сплавов первой серии заключается в наличии небольших кристаллов Al_6Mn , это является следствием снижения скорости кристаллизации. Отличие от микроструктуры сплава 6S в основном заключается в размере избыточных фаз кристаллизационного происхождения. Это является следствием влияния более высокой температуры литья у сплава 6S (850 °C) чем у сплава AMS (780 °C), что связано с наличием в составе первого сплава Zr, для полного растворения которого в расплаве алюминия требуется более высокая температура чем для других элементов. Также это может быть связано с различной концентрацией железа, которая в сплаве 6S больше на ~0,1% чем в сплаве AMS. В целом фазовый состав слитка данного сплава имеет довольно точную корреляцию с расчетными зависимостями T-Q отображенными в 3 главе (рис. 3.9 б).

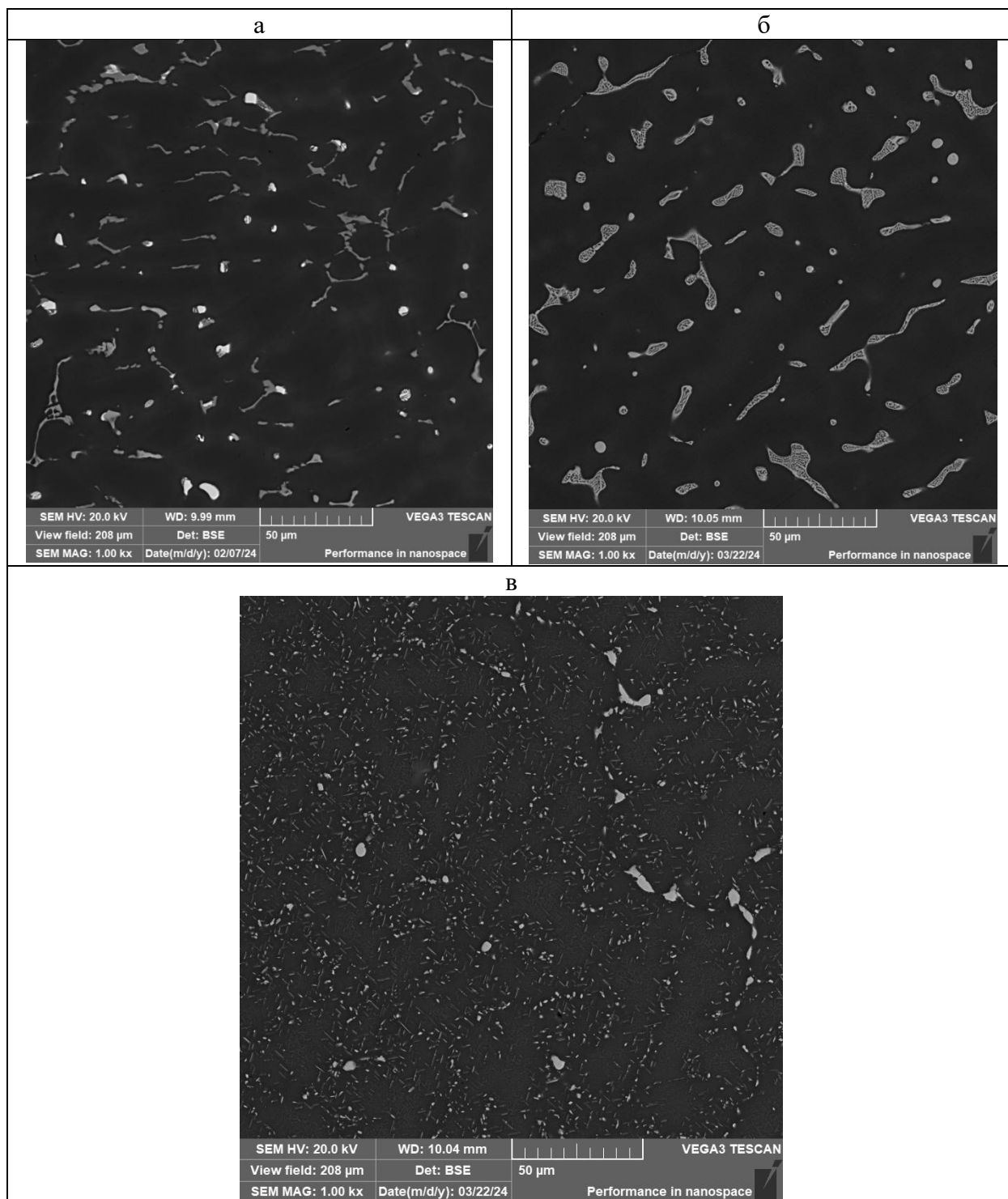


Рис. 5.19 Микроструктура слитков сплава AMS(а) и сплава 2219(б, в)

Поскольку составы сплавов 6S и BFMZ имеют значительные отличия по составу, от сплава AMS для него был проведен расчет зависимости массовой доли твердых фаз от температуры (рис. 5.20). Согласно этому расчету видно, что из-за уменьшения концентрации магния доля фазы Mg_2Si значительно снижается.

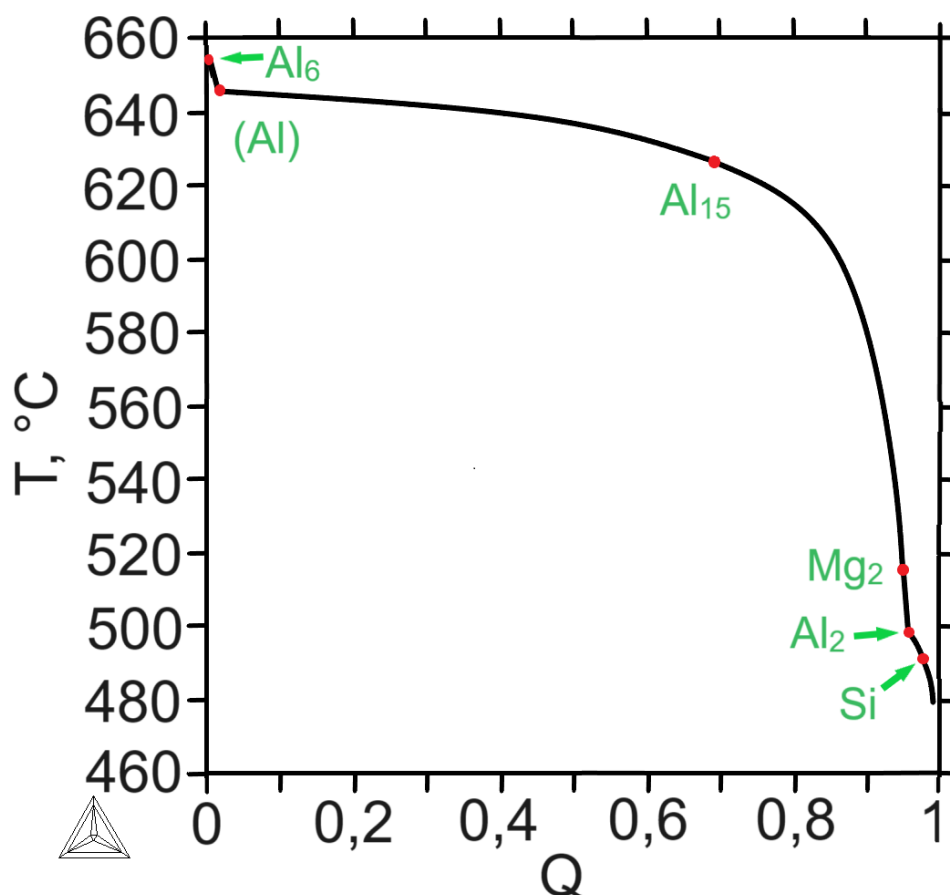


Рис. 5.20 Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры при неравновесной кристаллизации для сплава AMS

Согласно данным МРСА, практически весь марганец, магний и цинк входят в состав твердого раствора сплава AMS (таблица 5.2), растворимость кремния и железа в (Al) пренебрежимо малы. В слитках сплава AMS обнаружены фазы: $\text{Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$, Al_2Cu , $\text{Al}_6(\text{Fe, Mn})$, Al_2CuMg . При этом фаза $\text{Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$ преобладает по количеству над фазой $\text{Al}_6(\text{Fe, Mn})$ в отличие от сплава 6S, где наблюдается обратная ситуация.

Анализ микроструктура слитков сплава 2219 (таблица 2.1), приведенных на рисунке 5.19(б), показывает, что при литье данного сплава образуется только одна эвтектическая фаза Al_2Cu , которая занимает довольно большой объем и, как известно из литературных источников, может приводить к появлению дефектов при горячей прокатке [110, 111]. Поэтому слитки сплавов 2219 требуют проведения операции гомогенизации, что значительно усложняет технологический процесс производства полуфабрикатов из данного сплава. На рисунке 5.19 (в) представлена микроструктура слитка сплава 2219 после проведения гомогенизационного отжига при температуре 540 °C в течение 6 часов (2219-Г), видно, что избыточные фазы значительно уменьшились, также исходя из данных МРСА концентрация меди в составе твердого раствора увеличилась с 2,8% до 3,8% (таблица 5.5). Более того из-за относительно высокой диффузии меди при повышенных температурах, в

процессе остывания слитка после гомогенизации, происходит частичный распад твердого раствора с образованием вторичных выделений θ – фазы (Al_2Cu)

Таблица 5.5. Химический состав твердого раствора алюминия в слитках сплавов AMS и 2219 (20F).

Сплав ¹	Концентрация (Al), масс.%						
	Cu	Mn	Mg	Zn	Si	Fe	Zr
AMS	1,12	1,37	0,49	1,45	<0,01	<0,01	<0,01
2219	2,8	0,23	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	0,16
2219-Г	3,8	0,24	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	0,16

5.4.2 Микроструктура горячекатаных листов

Бездефектные листы обоих сплавов были получены методом горячей прокатки. Анализ микроструктуры горячекатаных листов сплава AMS показал, что частицы железосодержащих фаз, образовавшихся при литье (рис. 5.19а), остались после прокатки (рис. 5.21а) и практически не поменял свою форму в отличие от сплава 6S (рис. 5.13 а). Это связано с более низкой степенью деформации (80% против 90%) и более благоприятной морфологией фаз.

Анализ микроструктуры горячекатаных листов сплава 2219 показал, что после прокатки (рис. 5.21б) увеличилось количество и размер фазы Al_2Cu , по сравнению со слитком после гомогенизации (рис. 5.19в). Это связано с распадом твердого раствора во время горячей прокатки, что подтверждают данные МРСА по составу алюминиевой матрицы (таблица 5.6), согласно которым концентрация меди горячекатаных листов снизилась до 2,8%.

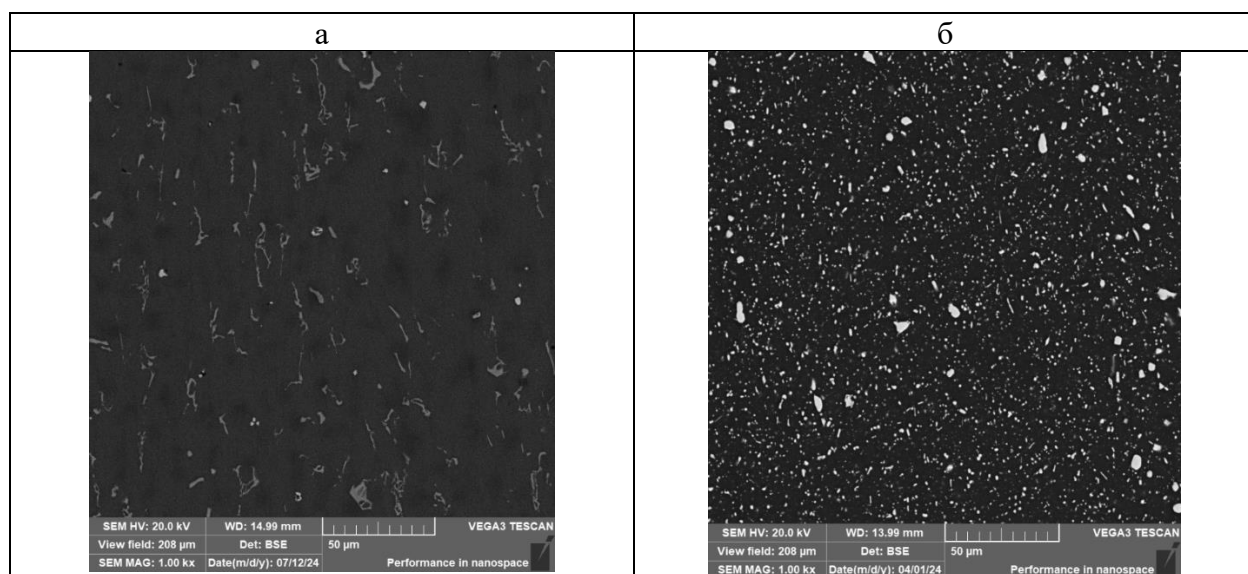


Рис. 5.21 Микроструктура горячекатаных листов сплавов: AMS(а) и 2219(б)

Таблица 5.6. Химический состав матрицы алюминия в горячекатаных сплава 2219 (HR).

Сплав	Концентрация (Al), масс.%				
	Cu	Mn	Si	Fe	Zr
2219	2,8	0,24	<0,01	<0,01	0,16

5.4.3 Физические свойства

На рисунке 5.22а представлены результаты измерений твердости обоих сплавов до и после отжига 400 °С в течение 3 часов. Видно, что в исходном состоянии (горячекатаном для сплава AMS и T6 для сплава 2219 (таблица)) сплав 2219 значительно превосходит сплав AMS по твердости, однако после отжига картина меняется кардинально, твердость листов сплава 2219 падает более чем в два раза, в то время как этот показатель в сплава AMS снижается лишь на ~10%. Также если обратить внимание на рисунок 5.22б, становится видно, что электросопротивление сплава AMS практически не изменяется до и после отжига, в то время как у сплава 2219 наблюдается снижение этого показателя.

Такие результаты измерений твердости и электропроводности говорят о значительно большей термической стабильности сплава AMS в сравнении с марочным сплавом 2219.

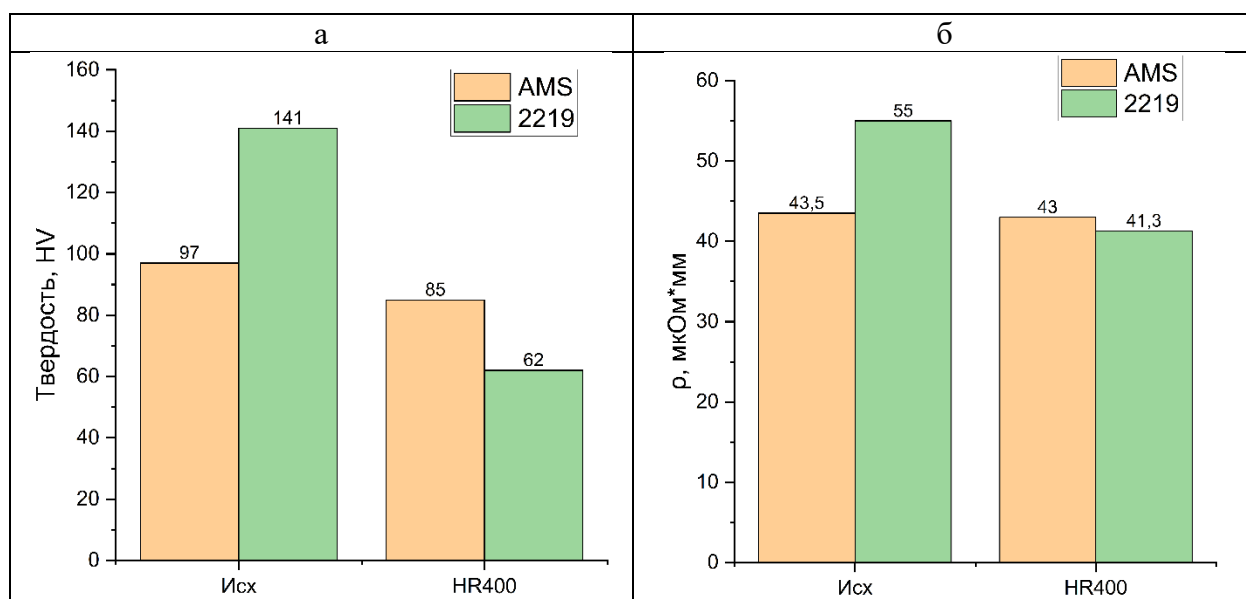


Рис. 5.22 Твердость (а) и электросопротивление (б) до и после отжига 400 °С

Следующим этапом сравнения двух сплавов стали испытания на одноосное растяжение после отжига 400 °С в течение 3 часов, для подтверждения термической стабильности экспериментального сплава и подтверждения его превосходства в этом свойстве над марочным сплавом 2219.

Поскольку закалка является довольно сложным процессом и при неправильном ее проведении свойства полученных образцов могут сильно отличаться от свойств марочного

сплава в подобном состоянии, взятых из литературных источников [110]. Для этого первым делом провели испытания листов сплава 2219 в состоянии Т6. Из результатов представлены на рисунке 5.23, видно, что механические свойства полученных листов находятся на высоком уровне и соответствуют характеристикам марочного сплава.

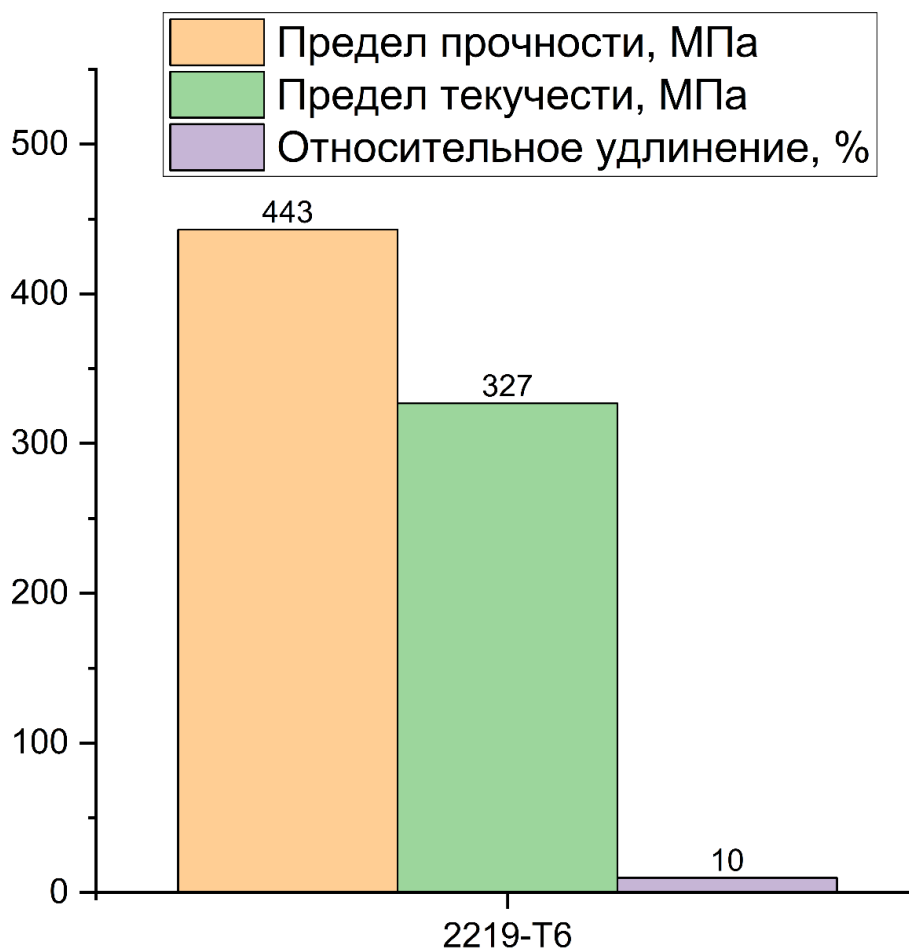


Рисунок 5.23 Механические свойства горячекатаных листов сплава 2219 в состоянии Т6

После испытаний на разрыв сплава 2219 в состоянии Т6 был проведен основной эксперимент, по результатам которого были получены механические характеристики листов сплавов AMS и 2219-T6 после отжига. Данные испытаний приведены на рисунке 5.24, видно, что механические характеристики марочного сплава 2219-T6 после отжига, при температуре 400 С в течение 3 часов, значительно снижаются и становятся несколько ниже, чем у экспериментального сплава после аналогичной обработки. Это наравне с твердостью и электросопротивлением говорит об более высокой термической стабильности сплава AMS по сравнению с высокопрочным марочным сплавом 2219.

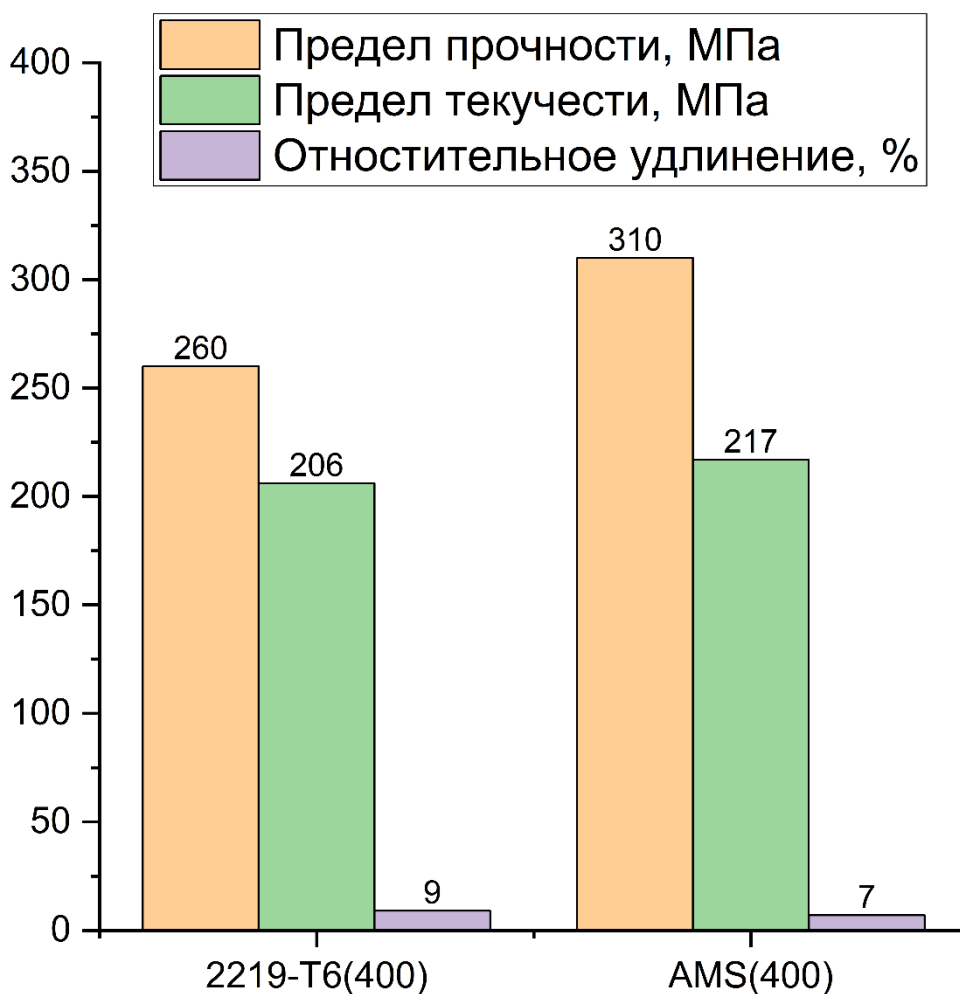


Рисунок 5.24 Механические свойства листов сплава 2219-T6 и сплава AMS после отжигов при температуре 400С в течение 3 часов

5.5 Способ получения холоднокатаных листов

На базе данных, описанным в предыдущих главах и разделах, был обоснован и запатентован способ получения холоднокатаных листов алюминиевого сплава типа АЛТЭК, выплавляемого на основе вторичного сырья.

Изобретение относится к области металлургии, в частности к деформируемым материалам на основе алюминия, и может быть использовано при получении листового проката из вторичного сырья, предназначенного для работы в широком диапазоне температур, до 400 °С. В частности, листовой прокат может быть использован для получения изделий конструкционного назначения, от которых требуется сочетание достаточной прочности, термостойкости и невысокой цены. Среди них элементы кузова легковых автомобилей, цистерны, железнодорожные вагоны для перевозки сыпучих грузов и т. д.

Техническим результатом изобретения является создание нового способа получения холоднокатаных листов из вторичного алюминиевого сырья, позволяющего обеспечить

достижение в своем составе суммы (Fe+Si+Mg+Zn) не менее 2% и следующего комплекса механических свойств в отожженном состоянии: временное сопротивление при растяжении (σ_B) не менее 300 МПа, предел текучести ($\sigma_{0.2}$) не менее 200 МПа, относительное удлинение при растяжении (δ) - не менее 10%

Ниже приводится обоснование заявленных параметров предлагаемого способа.

При содержании меди и марганца ниже 1,5 и 1,3 % соответственно, снижаются прочностные свойства, что обусловлено недостаточным количеством наноразмерных дисперсоидов $Al_{20}Cu_3Mn_3$ в структуре. При содержании железа ниже 0,2%, кремния ниже 0,2%, магния ниже 0,4% и цинка ниже 0,4 мас. % сумма (Fe+Si+Mg+Zn) составляет менее 1,2 %, что ограничивает использование вторичного сырья, содержащего данные элементы. При содержании меди выше 2,5%, марганца выше 2,0%, железа выше 0,6%, кремния выше 0,6%, магния выше 1,0% и цинка выше 1,5% снижается деформационная технологичность, что может приводить к разрушению слитка в процессе прокатки. Это обусловлено формированием в структуре слитка грубых включений кристаллизационного происхождения, в частности Fe-содержащих фаз.

При скорости охлаждения в процессе кристаллизации менее 10 °C/с может произойти огрубление структуры слитка, в частности появление крупных кристаллов Fe-содержащих фаз. Это может привести к разрушению слитка в процессе прокатки.

При температуре горячей прокатки ниже 390 °C снижается деформационная технологичность, что может привести к разрушению слитка. При температуре горячей прокатки выше 460 °C снижается деформационное упрочнение, что может отрицательно сказаться на конечных прочностных свойствах.

При степени обжатия в процессе горячей прокатки ниже 60 % снижается деформационное упрочнение, что отрицательно сказывается на конечных прочностных свойствах. При степени обжатия в процессе горячей прокатки выше 90 % снижается деформационная технологичность, что может привести к разрушению слитка.

При степени обжатия в процессе холодной прокатки ниже 60 % снижается деформационное упрочнение, что отрицательно сказывается на конечных прочностных свойствах. При степени обжатия в процессе холодной прокатки выше 90 % снижается деформационная технологичность, что может привести к разрушению горячекатаного листа.

При температуре и времени отжига холоднокатаного листа ниже 390 °C и 2 ч соответственно может снизиться пластичность, а при температуре и времени отжига выше 510 °C и 6 ч соответственно могут снизиться прочностные свойства.

Таким образом, только заявленные параметры предлагаемого способа, а именно состав алюминиевого расплава, скорость его охлаждения в процессе кристаллизации и параметры деформационно-термической обработки позволяют получить холоднокатаные листы с высоким комплексом механических свойств.

5.6 Выводы по главе 5

В данной главе был разработан состав «вторичного» сплава на базе системы Al-Cu-Mn типа АЛТЭК и режим деформационно-термической обработки для получения листового проката повышенной прочности. На примере слитков размерами 20x140x180 и 40x140x180 мм, которые позволяют получать микроструктуру близкую к непрерывно литьм заготовкам, производимым в промышленных условиях, показана принципиальная возможность использования разнообразного вторичного алюминиевого сырья при сохранении высокого уровня механических свойств

1. Было выявлено, что из-за наличия избыточного количества меди при концентрации магния 1% и более после отжига при температурах выше 450 °С и охлаждении на воздухе происходит закалка образцов с последующим естественным старением.

2. При концентрации магния 0,5% и меньше, такого эффекта закалки с последующим старением не наблюдается. Более того, на примере сплавов 0,5Mg и 1Mg становится заметно, что концентрация магния выше 0,5% не приводит к значительному увеличению механических характеристик, при этом допустимая концентрация цинка может быть повышена, как минимум, до 1,3%.

3. Повышение температуры отжига до 450 °С приводит к сильному разупрочнению при некотором росте пластичности. Выявлено, что снижение прочности обусловлено формированием рекристаллизованной структуры. При этом упрочняющий эффект от добавки магния сохраняется.

4. Совместное добавление Mg и Zn в различных соотношениях к базовому сплаву Al-1,5%Cu-1,5%Mn позволяет заметно повысить прочностные свойства отоженных холоднокатаных листов даже при медленном охлаждении, которое соизмеримо с охлаждением рулонов в условиях промышленного производства.

5. Было проведено сравнение механических характеристик сплава AMS с марочным сплавом 2219, установлено, что несмотря на высокую прочность сплава 2219 в состоянии Т6, после отжига при 400 °С в течение 3 часов, твердость, предел прочности и предел текучести существенно снижаются и существенно уступают характеристикам сплава AMS (на 23, 50 и 11 МПа соответственно).

6. По совокупности экспериментальных и расчетных данных был обоснован и запатентован способ получения холоднокатаных листов на основе вторичного алюминиевого сырья, позволяющего обеспечить достижение в своем составе суммы (Fe+Si+Mg+Zn) не менее 2%, обладающего комплексом механических свойств, в том числе после нагревов при температурах до 400 °С включительно. В частности, после 3-часового нагрева при 400 °С: временное сопротивление при растяжении (σ_b) не менее 330 МПа, предел текучести ($\sigma_{0.2}$) не менее 200 МПа, относительное удлинение при растяжении (δ) - не менее 10%. Из этого вытекает принципиальная возможность использования для приготовления сплавов типа АЛТЭК вторичного сырья, различных групп сплавов, в частности, 6xxx, 2xxx и 7xxx серий.

Глава 6. Подбор режима обработки и сварки трением с перемешиванием

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является перспективным методом соединения заготовок в твердом состоянии, применяемом во многих областях промышленности, а именно космической, авиационной, железнодорожной и т.д. Обработка трением с перемешиванием (ОТП) является более простым в исполнении процессом, которых является как самостоятельным методом обработки давлением, так и способом позволяющим имитировать СТП с высокой точностью, что позволяет с меньшими трудозатратами найти подходящий режим для сварки трением с перемешиванием. Подробное описание данных процессов приведено в первой главе.

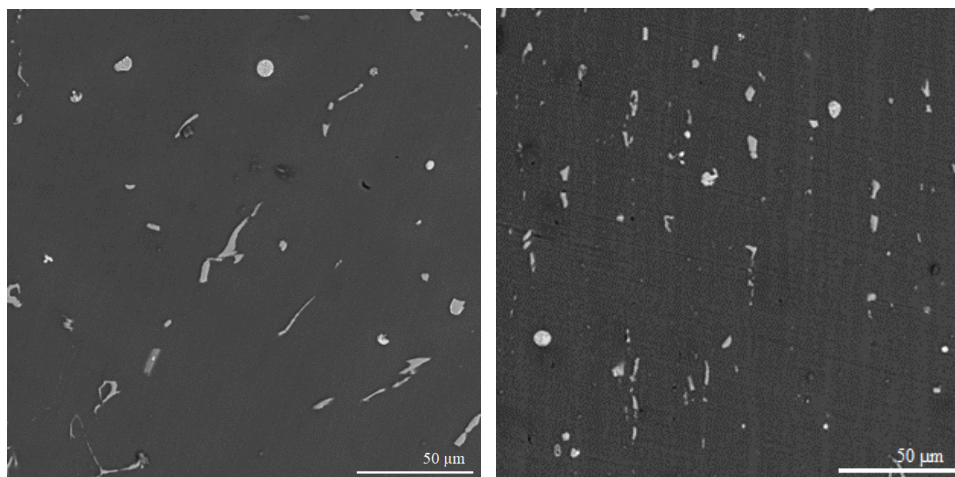
Таким образом в данной главе будут представлены исследования применения СТП и ОТП к горячекатаным листам экспериментальных сплавов

6.1 Обработка трением с перемешиванием сплава 1В

6.1.1 Микроструктура слитка и горячекатаного листа сплава 1В

Анализ микроструктуры слитка сплава 1В (таблица 2.1) размером 40x140мм приведенной на рисунке 6.1а, показывает, что фазовый состав практически не отличается от слитка сплава В первой серии экспериментальных сплавов с похожим составом (рис. 4.1а) несмотря на значительную разницу в размерах и как следствие более низкую скорость кристаллизации. Значительное отличие микроструктуры заключается в дисперсности избыточных фаз и размере дендритной ячейки, это является следствием снижения скорости кристаллизации.

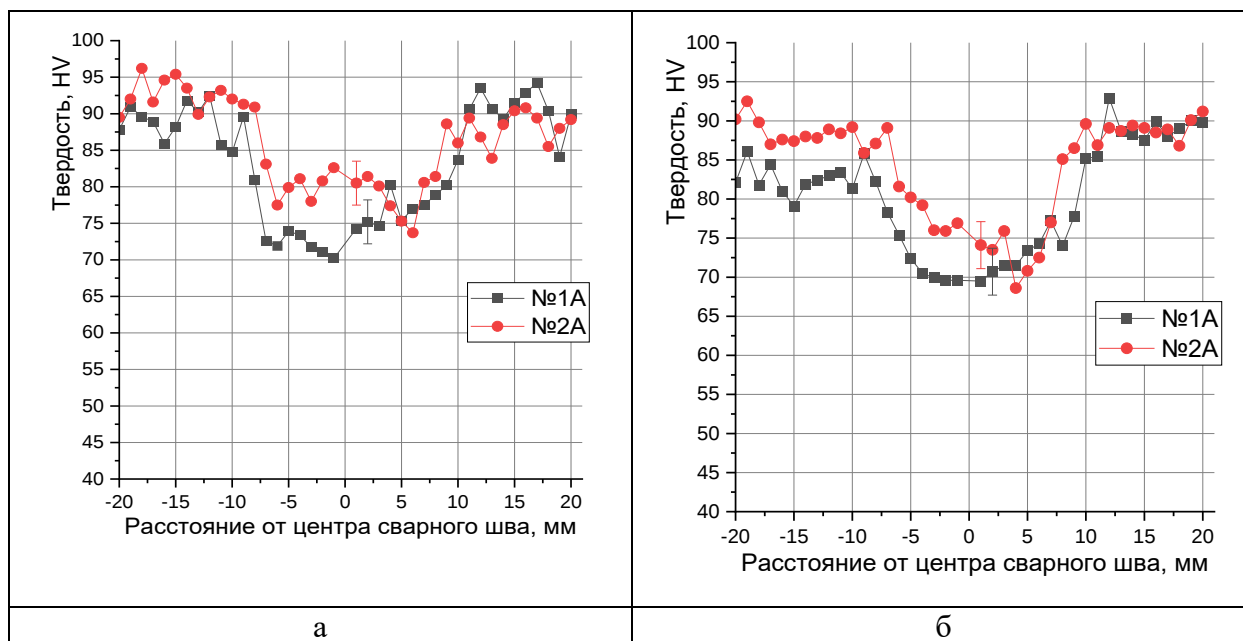
Слиток базового сплава был деформирован на стане горячей прокатки при температуре 350С до толщины 4 мм. Таким образом были получены бездефектные листы сплава 1В (рис. 6.1б), анализ микроструктуры которых показывает значительное измельчение Fe-содержащих фаз и практически неизменную форму фазы Al_2Cu , вероятно это связано с более благоприятной исходной морфологией данной фазы (рис. 6.1а).



а
б
Рисунок 6.1 – Микроструктура в слитке(а), микроструктура в листе(б)

6.1.2 Твердость горячекатаных листов после ОТП

Зависимости твердости по длине сварных соединений показывают небольшое снижение в зоне шва, которое не превышает 20 %, как показано на рисунке 6.2(а). Это говорит о том, что в зоне термического влияния значительного разупрочнения не наблюдается, в отличие от термически упрочняемых алюминиевых сплавов [48]. Зависимости твердости по длине соединений после отжига при 400 °С в течение 3 часов выглядят примерно также, в соответствии с рисунком 6.2(б).



а - без термообработки, б - после 3-часового отжига при 400 °С.
Рисунок 6.2 – Изменение твердости вдоль сварных соединений, полученных по режиму 1В-В (таблица 2.5)

6.1.3 Внешний вид листов после ОТП

На рисунке 6.3 изображен горячекатаный лист после обработки трением с перемешиванием. Видно, что следы, оставшиеся после ОТП, имеют одинаковое расстояние между собой, это говорит об равномерном движении инструмента во время обработки. Также по краям шва заметны излишки металла, это связано с избыточной силой прижима инструмента, которую в дальнейшем необходимо скорректировать. Других видимых повреждений и дефектов не наблюдается.



Рисунок 6.3 – Лист сплава 1В после ОТП

Поскольку процесс ОТП является лишь промежуточным этапом перед проведением сварки трением с перемешиванием, вместо испытаний на разрыв было принято решение провести упрощенную процедуру проверки свойств полученного шва. Которая заключалась в холодной прокатке листа после ОТП и визуальной оценке образовавшихся дефектов.

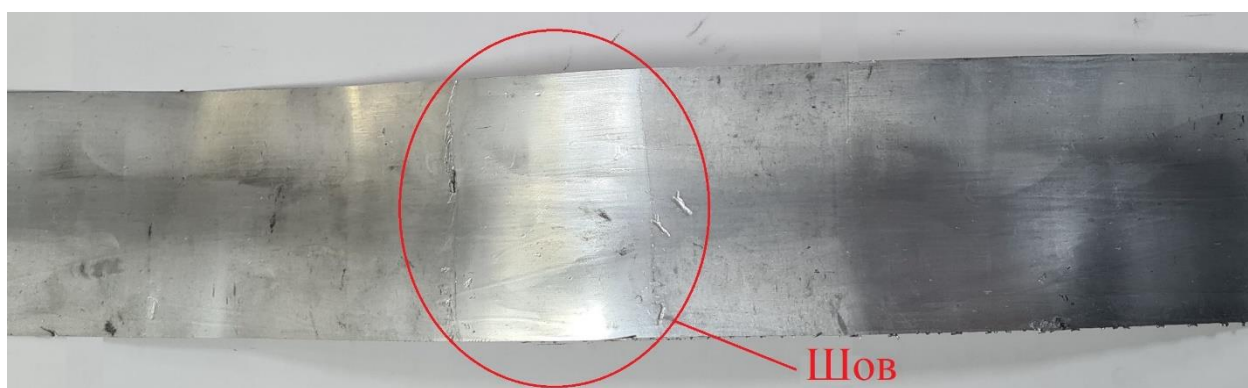


Рисунок 6.4 – Лист сплава 1В раскатанный до толщины 0,8 мм

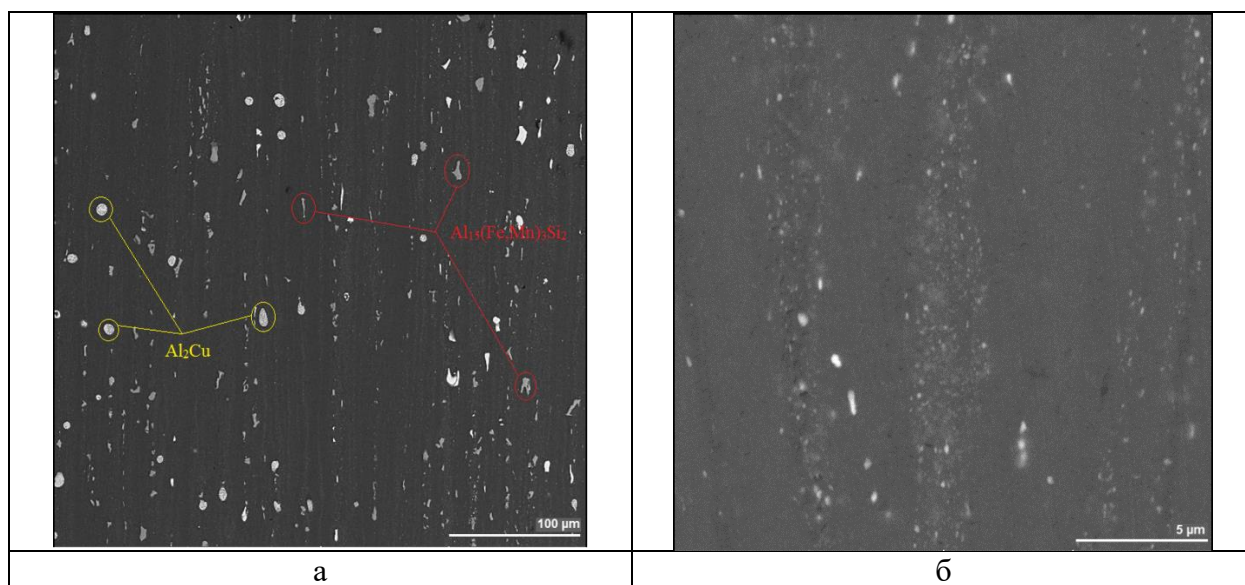
На рисунке 6.4 изображен лист после ОТП, прокатанный при комнатной температуре до толщины 0,8 мм, видно, что лист не имеет дефектов ни в зоне шва, ни в зоне термического влияния. Это говорит о сохранении высоких технологических свойств после ОТП и о возможности получения качественных сварных швов методом СТП.

Таким образом можно сделать вывод о возможности применения сварки трением с перемешиванием для сплавов данной композиции, однако для снижения выбрасывания металла из зоны шва стоит скорректировать усилие прижима инструмента.

6.2 Сварка трением с перемешиванием сплава 2В

6.2.1 Структура горячекатаных листов сплава 2В до и после СТП

Исходная микроструктура горячекатаного листа сплава 2В характеризуется наличием компактных частиц эвтектического происхождения, равномерно распределенных в алюминиевой матрице, как показано на рисунке 6.5(а). По данным работы [108] эти частицы представляют собой фазы Al_2Cu и $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$. В процессе нагрева перед прокаткой и в процессе самой прокатки произошло выделение Mn- и Zr-содержащих дисперсоидов. Размер первых ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$), выявляемых методом СЭМ, составляет около 100 нм, как показано на рисунке 6.5(б). Вторые по данным [109] представляют собой метастабильные выделения фазы Al_3Zr с решеткой L_{12} , их размер составляет около 10 нм.



а - эвтектические включения фаз Al_2Cu и $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, б - дисперсоиды Mn-содержащих фаз

Рисунок 6.5 – Исходная микроструктура горячекатаного листа сплава 2В, СЭМ

Макроструктурный анализ образцов после СТП показывает, что в зоне сварного шва произошло образование мелкозернистой структуры в соответствии с рисунком 6.6.

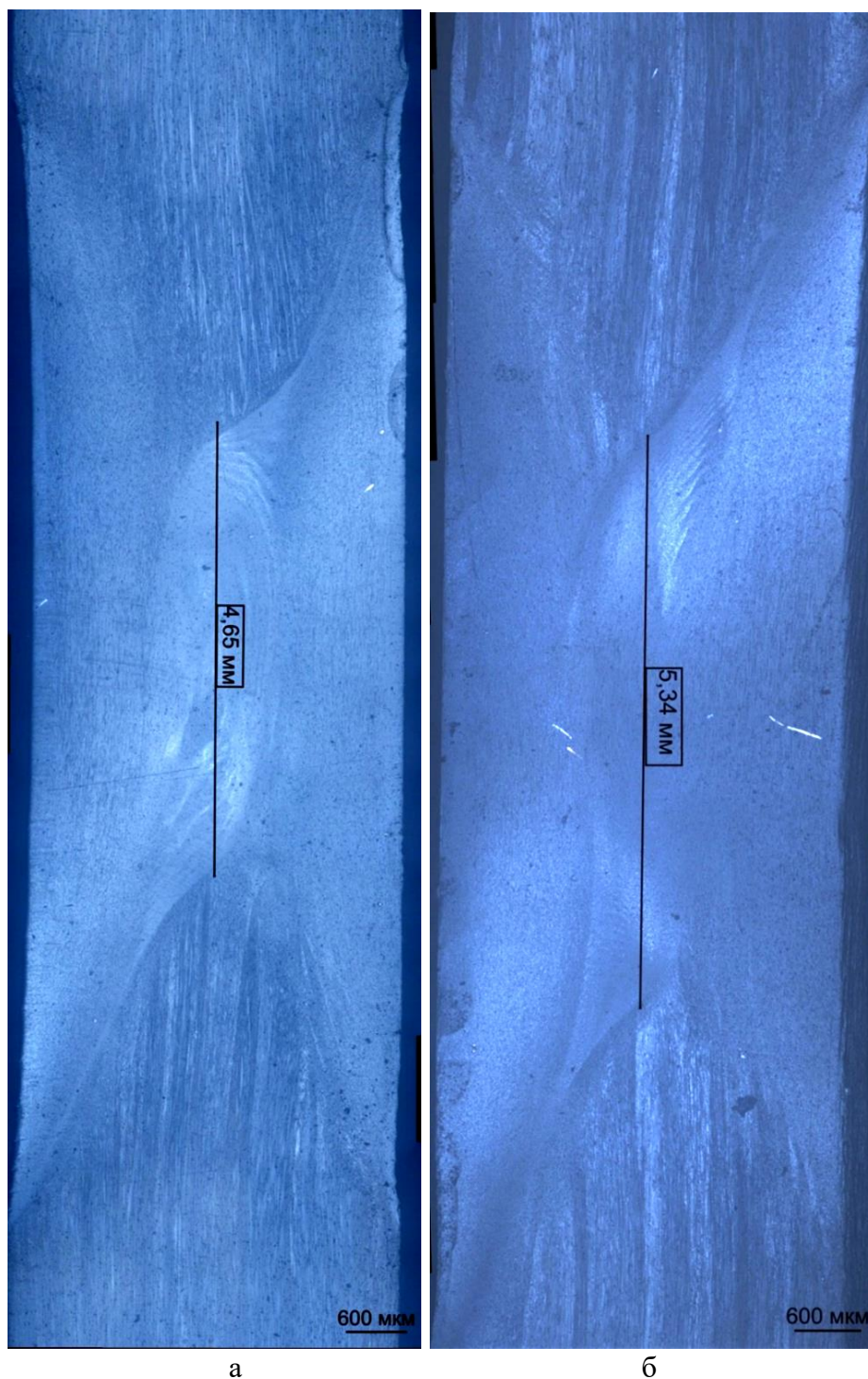
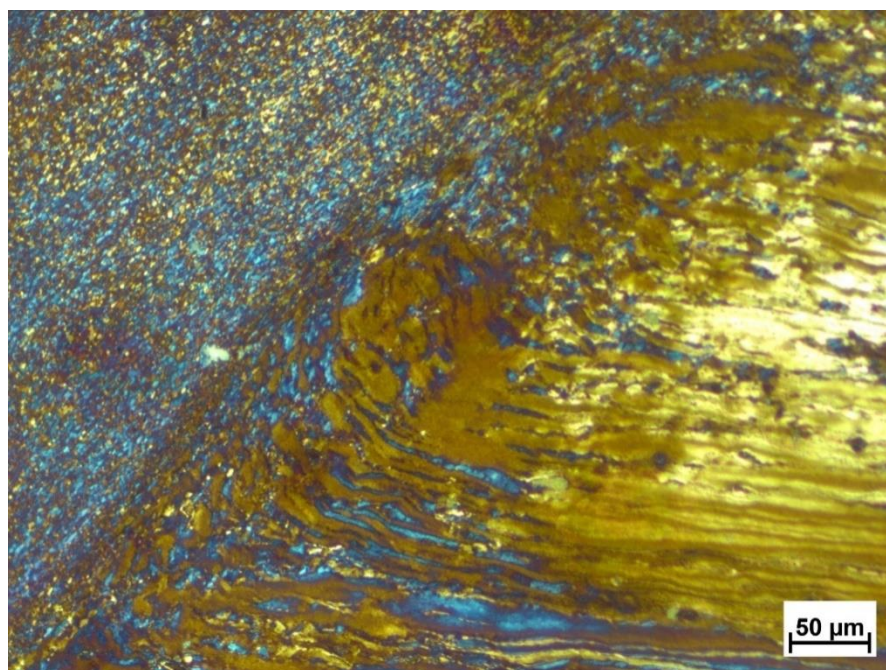
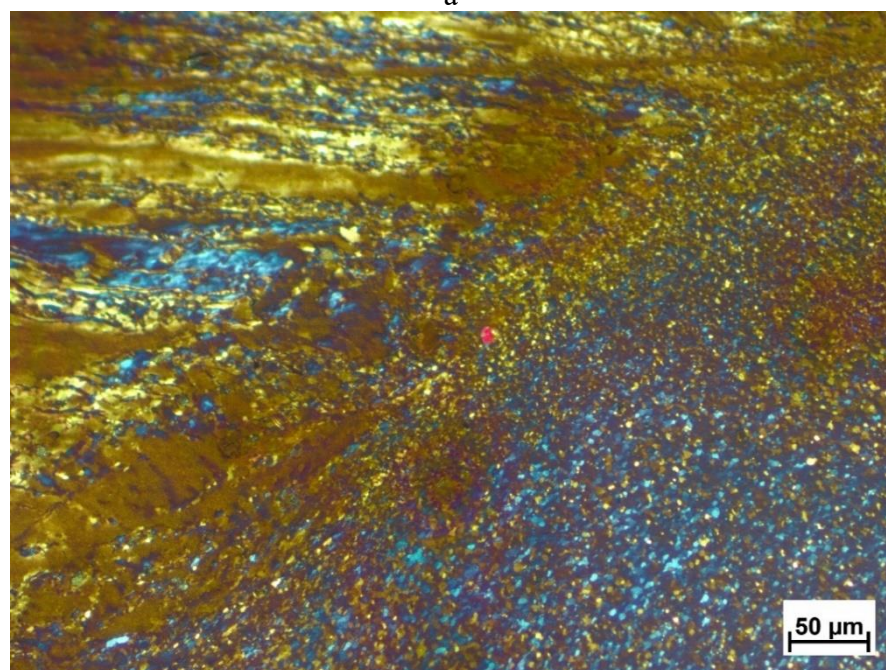


Рисунок 6.6 – Макроструктура сварных соединений горячекатаных листов, полученных по режимам 2В-W1 (а) и 2В-W2 (б)

Существенной разницы между режимами 2В-W1 и 2В-W2 (таблица 2.5) не выявлено. Более детальный анализ показывает переход волокнистой (исходной) структуры в ультрамелкозернистую рекристаллизованную, в соответствии с рисунком 6.7. При этом размер зерен составляет менее 5 мкм.



а



б

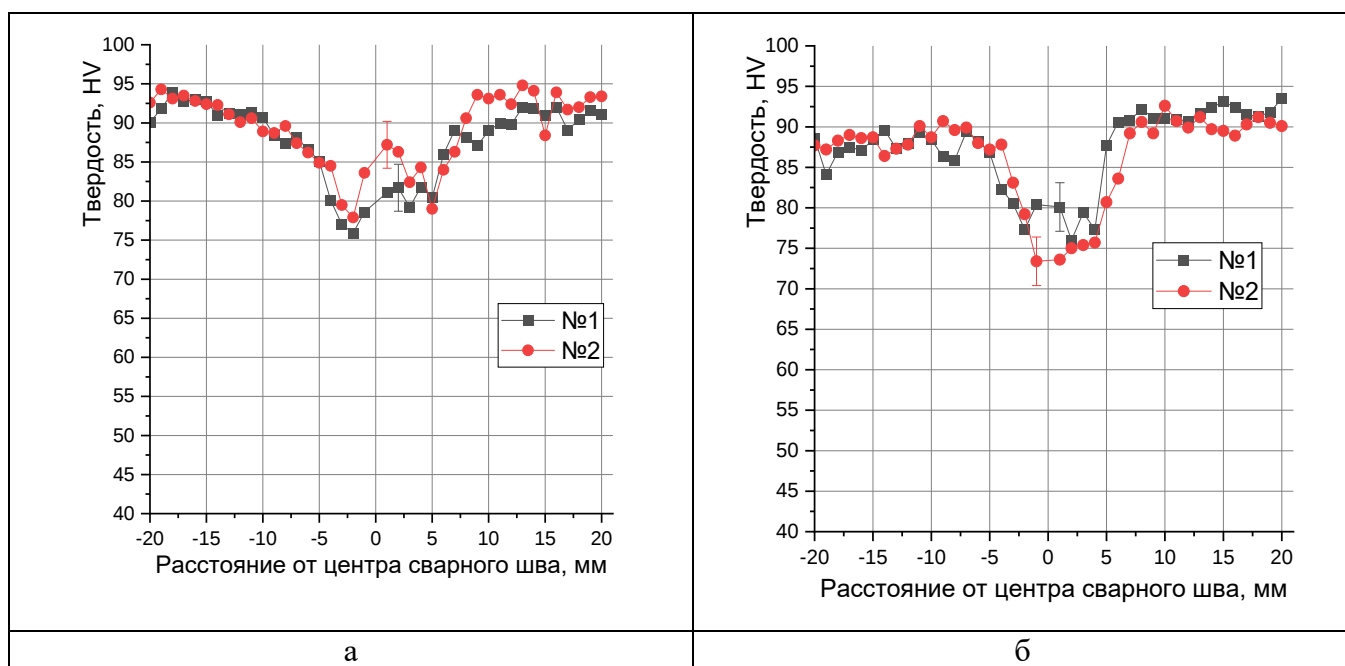
а - режим 2B-W1, б - режим 2B-W2

Рисунок 6.7 – Зеренная микроструктура в зоне сварного соединения, ОМ

Формирование такой структуры можно объяснить протеканием в зоне шва динамической рекристаллизации в результате сочетания высокой скорости деформации и, вероятно, кратковременного нагрева выше 450 °С.

6.2.2 Твердость листов после СТП

Зависимости твердости по длине сварных соединений показывают небольшое снижение в зоне шва, которое не превышает 15 %, как показано на рисунке 6.8(а). При сравнении с графиками сплава без циркония видно небольшое увеличение твердости, порядка 5 %, в зоне сварного шва, это говорит о том, что в зоне термического влияния значительного разупрочнения не наблюдается, в отличие от термически упрочняемых алюминиевых сплавов [48]. Зависимости твердости по длине соединений после отжига при 400 °С в течение 3 часов выглядят примерно также, в соответствии с рисунком 6.8(б).



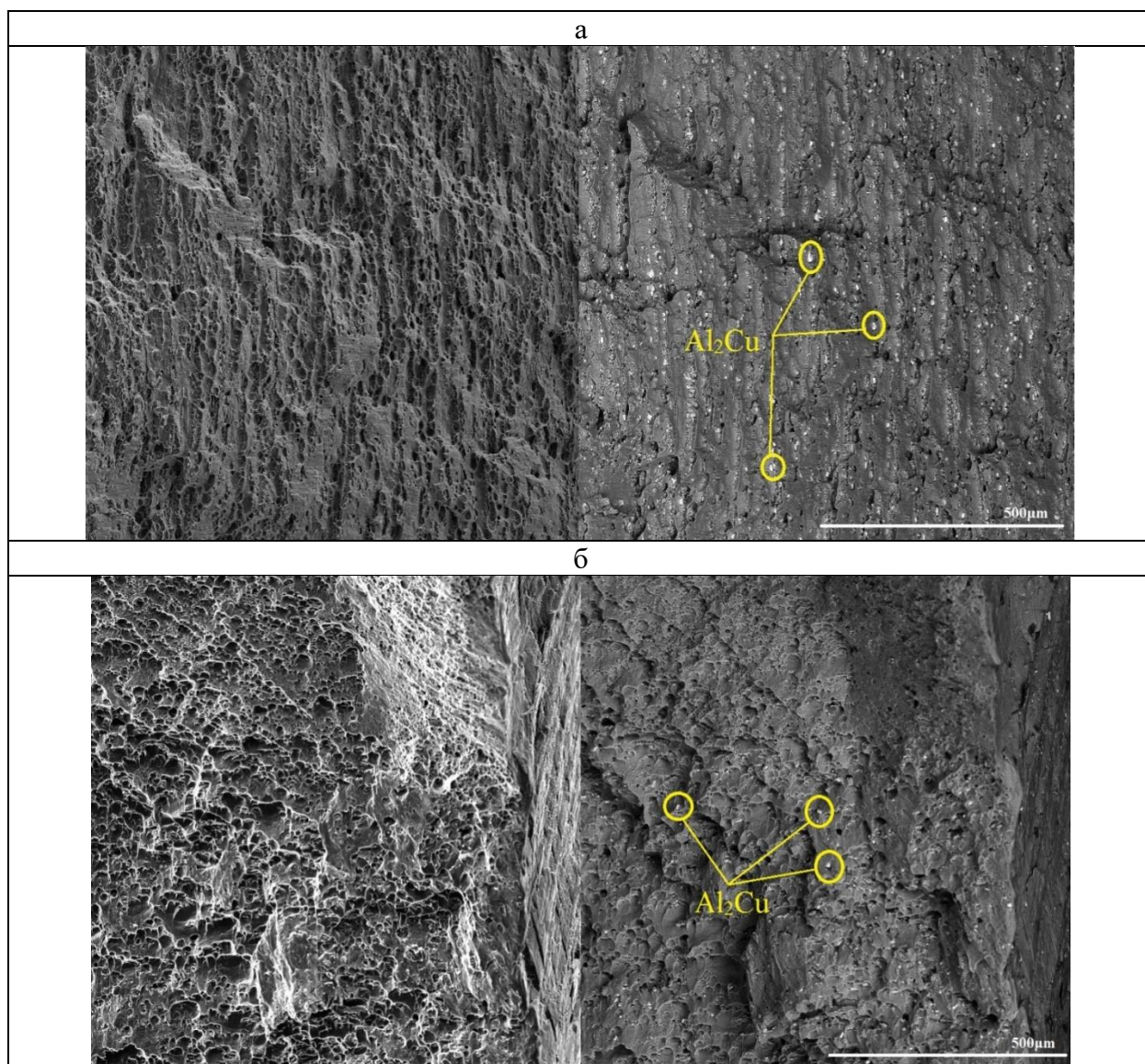
а - без термообработки, б - после 3-часового отжига при 400 °С.

Рисунок 6.8 – Изменение твердости вдоль сварных соединений, полученных по режимам 2B-W1 и 2B-W2

Незначительное разупрочнение после отжига можно объяснить более высокой термостабильностью структуры с Mn- и Zr-содержащими дисперсоиды по сравнению с Cu-содержащими упрочняющими выделениями (в частности, Al₂Cu), присутствующими в структуре марочных сплавов 2xxx серии [110, 111]. Такие результаты микроструктурного анализа и испытаний на твердость после отжига, подтверждают термостойкость экспериментальных сплавов, соединённых сваркой трением с перемешиванием.

6.2.3 Результаты испытаний на разрыв до и после СТП

Анализ поверхности разрушения экспериментальных сплавов показывает однородный характер разрушения в исходном состоянии (рис. 6.9(а)), в то время как на образцах, сваренных трением с перемешиванием, существенно возрастает глубина ямок (рис. 6.9(б)). На рисунке 6.10 представлены результаты испытаний на растяжение горячекатаных листов до и после СТП, из которых следует, что прочность (σ_B) соединений составляет практически 100 % от прочности исходных листов. При этом пластичность существенно возрастает, а предел текучести снижается.



а - исходное состояние (без сварки), б - сварка по режиму 2В-W1

Рисунок 6.9 – Структуры изломов после испытания на растяжение, в соответствии с рисунком 6.10

Еще одним отличием является существенное уменьшение количества включений фазы Al_2Cu в структуре изломов после обработки СТП. Вероятно, это связано с

повышением температуры в процессе сварки выше 450 °С, что в сочетании с деформационным воздействием способствуют растворению этих включений.

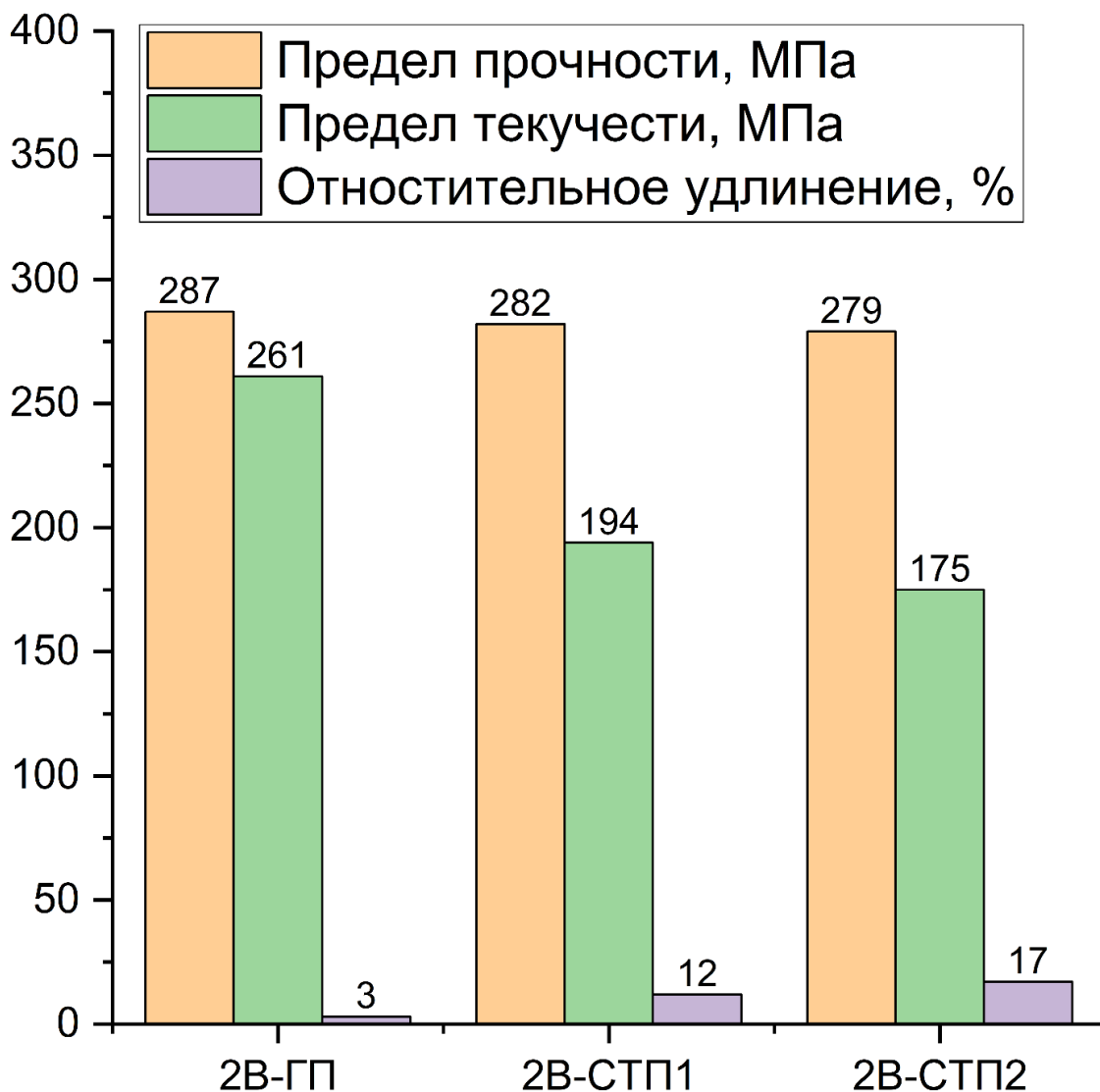


Рисунок 6.10– Результаты испытаний на растяжение горячекатаных листов до и после СТП.

Изменение механических свойств после обработки СТП можно объяснить формированием в зоне шва (а именно в здесь произошло разрушение) ультрамелкозернистой рекристаллизованной структуры, в соответствии с рисунком 6.7. С одной стороны, некоторое разупрочнение в зоне шва, как показано на рисунке 6.8, приводит к началу пластической деформации именно в этом месте. С другой стороны, высокая пластичность, обусловленная наличием такой структуры, приводит к значительному деформационному упрочнению (разница между значениями σ_b и $\sigma_{0.2}$ заметно возрастает по сравнению с исходным состоянием), что характерно для экспериментальных сплавов данного типа [110].

Из полученных результатов следует, что применение метода СТП для получения соединений листового проката экспериментальных сплавов системы Al–Cu–Mn (Si, Zr) с высоким содержанием Mn-содержащих дисперсоидов [107-111], перспективно и заслуживает дальнейшего изучения.

6.3 Обработка трением с перемешиванием сплава AMS

В предыдущем разделе были представлены результаты исследований по применению сварки трением с перемешиванием к сплавам типа АЛТЭК, данным метод соединения показал хороший результат по качеству шва и его механическим характеристикам. Поэтому в данном разделе будут представлены результаты исследований по применению обработки трением с перемешиванием к горячекатаным листам сплава AMS, состав которого был обоснован при помощи расчетных и экспериментальных методов в 3, 4 и 5 главе.

6.3.1 Микроструктура листов после ОТП

На рисунке 6.11(а) изображена структура горячекатаного листа сплава AMS после отжига 400 °С в течение 3 часов, видно, что термическая обработка практически не повлияла на фазовые составляющие горячекатаного листа, микроструктура которого обсуждалась в 5 главе (рис. 5.21а). Это еще раз подтверждает термическую стабильность сплава AMS. В зоне термомеханического влияния (рис. 6.11б), которая образовалась в процессе обработки трением с перемешиванием, наблюдается переход от горячекатаной к структуре, обработанной перемешиванием. Видно, что Fe-содержащие фазы эвтектического происхождения, немного деформированные при горячей прокатке, начинают измельчаться по мере приближения к зоне перемешивания, полностью теряя изначальную форму. При этом как в зоне термомеханического влияния, так и в зоне перемешивания (рис. 6.11 в) не наблюдается пор, образование которых возможно в процессе ОТП, это говорит об высоком качестве полученного шва.

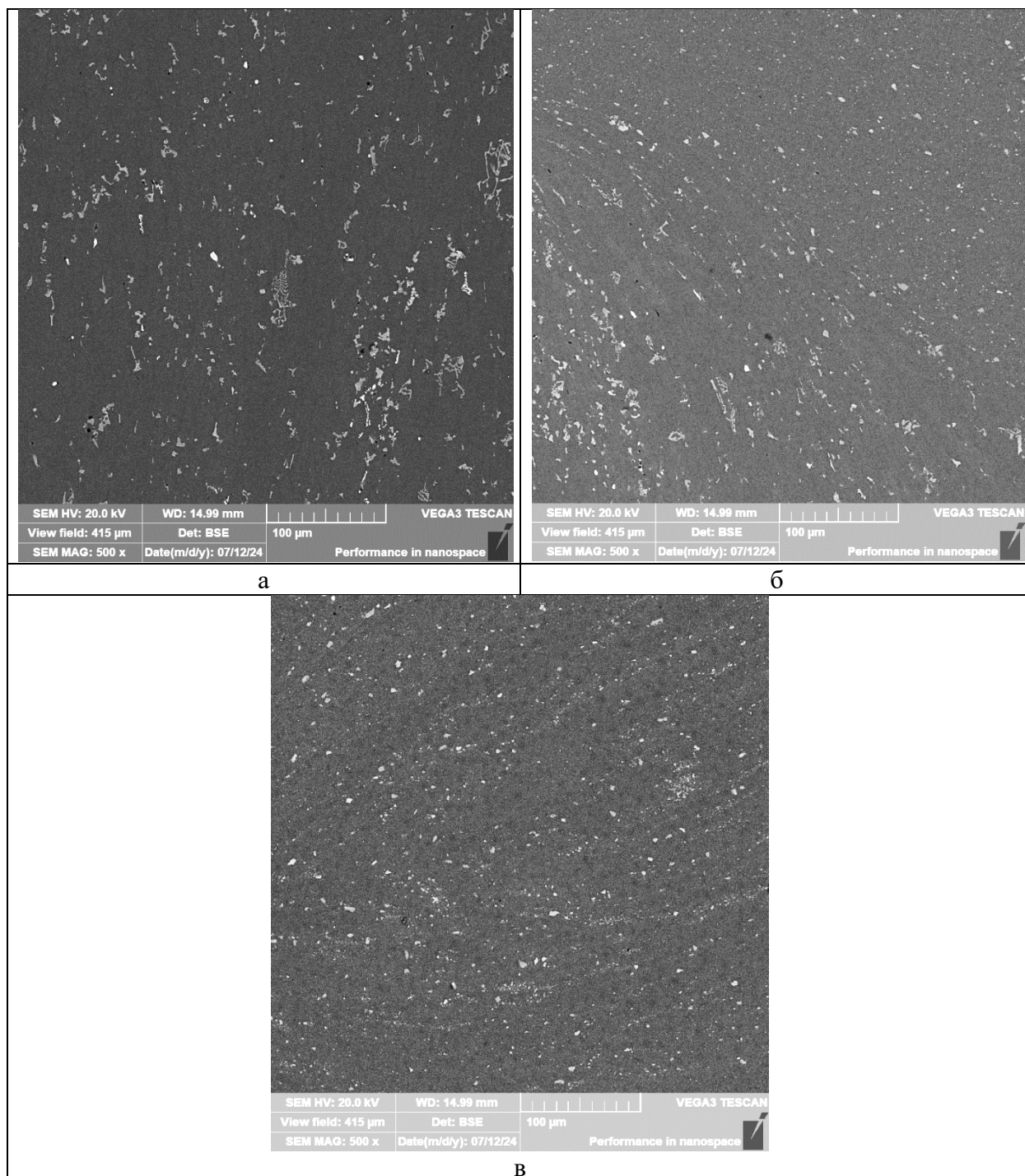


Рис.6.11 Микроструктура горячекатаных листов сплава AMS после отжига при 400°C(а) и обработки трением с перемешиванием в зоне термомеханического влияния(б), в зоне шва(в)

6.3.2 Твердость листов после ОТП

На рисунке 6.12 представлены результаты измерений твердости в различных зонах листов сплава AMS образованных в процессе обработки трением с перемешиванием. Прослеживается постепенное повышение твердости по мере приближения к зоне перемешивания с выходом на плато, в то время как твердость базовых сплавов 1В и 2В, как после ОТП (рис. 6.2), так и после СТП (рис. 6.8) демонстрирует снижение в зоне

перемешивания примерно на 15%. Это говорит о том, что листы сплава AMS обработаны по более подходящему режиму в отличие от сплавов 1В и 2В. При сравнении твердости в ЗТВ с твердостью горячекатаных листов после отжига при 400 °С, представленной в предыдущей главе (рис. 5.22(а)), видна лишь небольшая разница на уровне погрешности.

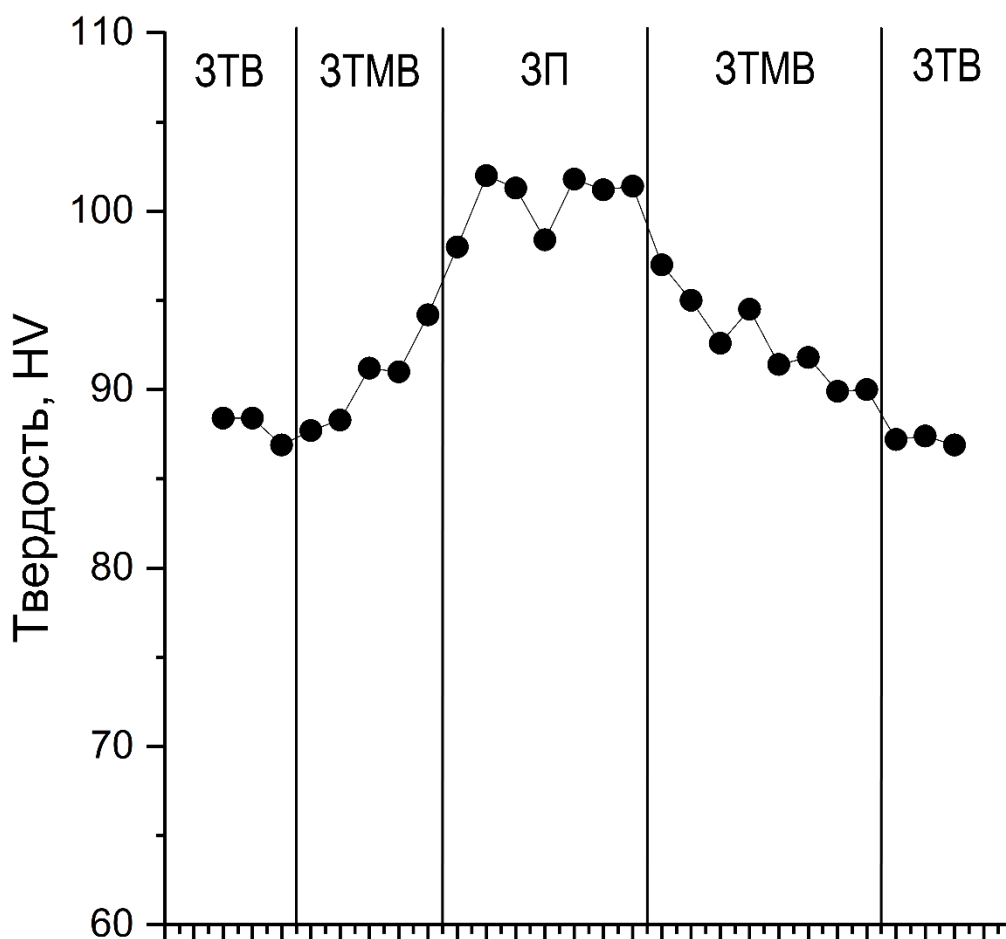


Рисунок. 6.12 Твердость листов сплава AMS в разных зонах, образованных в процессе обработки трением с перемешиванием

6.3.3 Испытания на разрыв до и после ОТП

Как видно из рисунка 6.13, механические характеристики листов сплава AMS до и после ОТП практически не отличаются, наблюдается лишь небольшое снижение предела текучести на уровне погрешности. При проведении сравнения полученных результатов испытаний на разрыв для листов сплава AMS с листами базовых сплавов, видно, что относительное удлинение листов сплава 2В после СТП значительно выросло (рис. 6.10), однако предел текучести снизился в среднем более чем на 20%, как и показатели твердости в зоне перемешивания (рис.6.8). Таким образом видна корреляция измерений твердости с результатами испытаний на разрыв, что дает основания предполагать потенциальное повышение механических характеристик листов сплава AMS в зоне перемешивания,

поскольку показатели твердости в ней были максимальными (в отличии от базовых сплавов), а разрыв испытанных образцов сплава AMS происходил в ЗТВ и ЗТМВ, в то время как разрыв образцов базового сплава 2В происходил в зоне перемешивания.

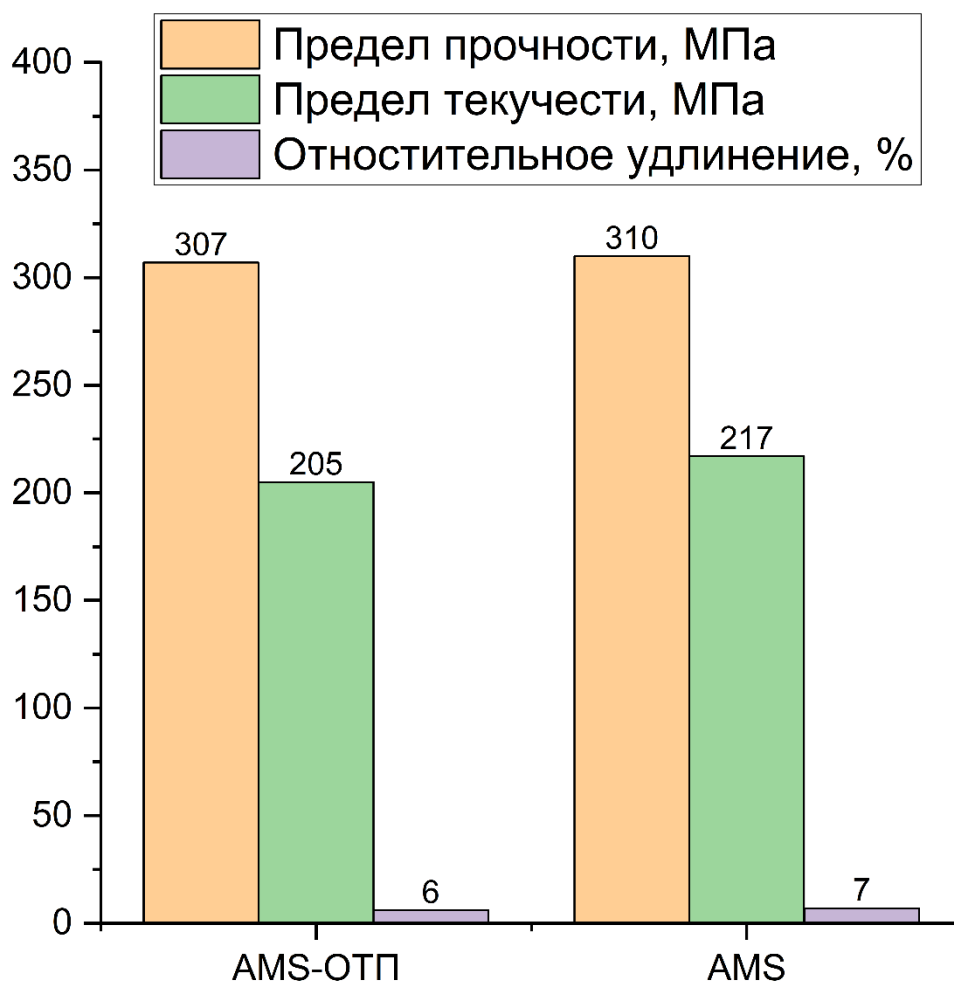


Рисунок 6.13 Механические характеристики листов сплава AMS до и после ОТП

6.4 Выводы по главе 6

1. Изучено влияние обработки и сварки трением с перемешиванием на качество шва, структуру и механические свойства горячекатаных листов экспериментальных сплавов технология получения, которых не требует операций гомогенизации (для слитков) и закалки (для листов).

2. Установлено, что в базовых сплавах 1В и 2В происходит снижение твердости в зоне шва на 15-20%, в то время как в сплаве AMS происходит увеличение твердости в зоне шва примерно на 15%

3. Показано, что метод СТП позволяет получить высокое качество сварных соединений, листы базовых сплавов 1В и 2В сохранили практически исходную прочность ($\sigma_{св} = 280\text{--}290$ МПа) при существенном повышении пластичности (рост δ с ~ 3 до 12-16 %)

и существенном снижении предела текучести (снижение σ_t с 261 МПа до 194-175 МПа). Механические характеристики листов сплава AMS остались практически на исходном уровне после ОТП.

4. Повышение пластичности базовых сплавов обусловлено формированием в зоне шва ультрамелкозернистой структуры (размер зерна менее 5 мкм), что можно объяснить протеканием динамической рекристаллизации в процессе СТП, в случае с листами сплава AMS сохранение исходных характеристик после ОТП, предположительно, можно объяснить повышением механических свойств в зоне шва.

5. По совокупности полученных результатов можно считать целесообразным использование метода СТП для получения соединений листового проката экспериментальных сплавов, которые отличаются от марочных сплавов 2xxx серии существенно более высокой термической стабильностью структуры благодаря высокому содержанием Mn-содержащих дисперсоидов.

6. Применение сварки трением с перемешиванием вместо аргонно-дуговой или лазерной сварки позволяет повысить качество сварного шва за счет отсутствия жидкой фазы, а также повысить скорость получения соединения, что в итоге позволяет увеличить производительность. Из-за применения термостойкого термически не упрочняемого экспериментального сплава появляется возможность исключить операцию закалки после получения сварного шва. Оба этих фактора положительно влияют на экономические показатели при получении сварных конструкций из алюминиевых сплавов.

Общие выводы

В данной работе с помощью расчетных и экспериментальных методов был обоснован фазовый состав и режим деформационно-термической обработки сплавов на базе системы Al-Cu-Mn изготавливаемых из вторичного сырья, предназначенных для получения листового проката повышенной прочности.

1. Расчет политермических и изотермических разрезов системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Mg-Zn при 2%Cu и 1,5%Mn показывает существенное усложнение фазового состава при добавлении рассматриваемых элементов к базовому сплаву. Помимо фаз Al_2Cu и $Al_{20}Cu_2Mn_3$ возможно образование новых фаз: $Al_6(Mn,Fe)$, $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$, S (Al_2CuMg) и Mg_2Si . Цинк практически не влияет на фазовый состав, как при наличии, так и при отсутствии железа и кремния.

2. Расчетные зависимости массовых долей твердых фаз от температуры при неравновесной кристаллизации показали, что при повышении концентрации магния, вместо фазы Al_2Cu , образуется S-фаза. В присутствии железа и кремния подавление образования фазы Al_2Cu происходит только при 2% магния, это происходит в связи с образованием фазы Mg_2Si . Также каждый 1% магния снижает температуру неравновесного солидуса ~на 30 °C. Цинк, как и в случае с равновесной кристаллизацией не оказывает существенного влияния на фазовый состав и снижает температуру неравновесного солидуса на 20 °C за 1%.

3. Расчеты равновесного фазового состава при температурах 350, 400 и 450 °C показывают, что при температуре 350 °C в сплавах без железа количество фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ находится на высоком уровне и исключением является только сплав с 2% магния. При температуре 400 °C в сплавах с железом доля фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в 2-3 раз меньше по сравнению со сплавами без железа. При температуре 450 °C происходит полное растворение фазы Al_2Cu и S-фазы и как следствие полное растворение магния в (Al) практически во всех сплавах.

4. Установлено, что образование наноразмерных дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ обеспечивает сохранение волокнистой (нерекристаллизованной) зернистой структуры после отжига при температуре до 400°C в течение (3 ч), несмотря на высокую степень обжатия при холодной прокатке (80%).

5. Модельный сплав $Al_2Cu_1.5Mn_1Mg_1Zn$ (BMZ) показал существенно более высокие показатели прочности после отжига при 400°C по сравнению с базовым тройным сплавом. В частности, UTS составляет ~ 360 против ~ 300 МПа, а YS - 280 против 230 МПа. Это указывает на положительное влияние на прочность растворенных элементов (Mg и Zn) в твердом растворе алюминия.

6. Добавление 0,5% Fe и 0,4% Si к базовому сплаву, независимо от присутствия Mg и Zn, привело к образованию включений эвтектической фазы $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$. В процессе прокатки частицы этой фазы дробятся на компактные включения размером менее 2 мкм, и их распределение становится равномерным. Показана принципиальная возможность использования разнообразного вторичного сырья (содержащего основные элементы, присутствующие в алюминиевых сплавах различных систем легирования) для получения базового сплава, не требующего гомогенизации и закалки.

7. Было выявлено, что из-за наличия избыточного количества меди при концентрации магния 1% и более после отжигов при температурах выше 450 °C и охлаждении на воздухе происходит закалка образцов с последующим естественным старением. При концентрации магния 0,5% и меньше, такого эффекта не наблюдается. При этом концентрация магния выше 0,5% не приводит к значительному увеличению механических характеристик, а допустимая концентрация цинка может быть повышена, как минимум, до 1,3%.

8. Проведено сравнение механических характеристик сплава Al-1,8Cu-1,5Mn-0,5Mg-1,5Zn-0,4Fe-0,4Si (AMS) с марочным сплавом 1201 (2219). Установлено, что несмотря на высокую прочность сплава 2219 в состоянии T6, после отжига при 400 °C в течение 3 часов, твердость, предел прочности и предел текучести существенно снижаются и существенно уступают характеристикам сплава AMS (на 23, 50 и 11 МПа соответственно).

9. По совокупности экспериментальных и расчетных данных был разработан способ получения холоднокатаных листов на основе вторичного алюминиевого сырья, позволяющего обеспечить достижение в своем составе суммы (Fe+Si+Mg+Zn) не менее 2%, обладающего комплексом механических свойств, в том числе после нагревов при температурах до 400 °C включительно. В частности, после 3-часового нагрева при 400 °C: временное сопротивление при растяжении (σ_B) не менее 330 МПа, предел текучести ($\sigma_{0,2}$) не менее 200 МПа, относительное удлинение при растяжении (δ) - не менее 10%. Из этого вытекает принципиальная возможность использования для приготовления сплавов типа АЛТЭК вторичного сырья, различных групп сплавов, в частности, 6xxx, 2xxx и 7xxx серий.

10. Показано, что метод СТП позволяет получить высокое качество сварных соединений, листы базовых сплавов 1В и 2В сохранили практически исходную прочность ($\sigma_B = 280\text{--}290$ МПа) при существенном повышении пластичности (рост δ с ~3 до 12-16 %) и существенном снижении предела текучести (снижение σ_T с 261 МПа до 194-175 МПа). Механические характеристики листов сплава AMS остались практически на исходном уровне после ОТП.

Список литературы

1. Huo W. et al. Warm formability and post-forming microstructure/property of high-strength AA 7075-T6 Al alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Т. 675. – С. 44-54.
2. Chung T. F. et al. Transmission electron microscopy investigation of separated nucleation and in-situ nucleation in AA7050 aluminium alloy // *Acta Materialia*. – 2018. – Т. 149. – С. 377-387.
3. Ashkenazi D. How aluminum changed the world: A metallurgical revolution through technological and cultural perspectives // *Technological Forecasting and Social Change*. – 2019. – V. 143. – P. 101-113.
4. Hahn M., Gies S., Tekkaya A. E. Light enough or go lighter? // *Materials & Design*. – 2019. – Т. 163. – С. 107545.
5. Rosenthal S. et al. Lightweight in automotive components by forming technology // *Automotive Innovation*. – 2020. – Т. 3. – №. 3. – С. 195-209.
6. Dubourg L., Merati A., Jahazi M. Process optimisation and mechanical properties of friction stir lap welds of 7075-T6 stringers on 2024-T3 skin // *Materials & Design*. – 2010. – Т. 31. – №. 7. – С. 3324-3330.
7. Zhang X., Misra A. Superior thermal stability of coherent twin boundaries in nanotwinned metals // *Scripta Materialia*. – 2012. – Т. 66. – №. 11. – С. 860-865.
8. Valiev R. Z., Murashkin M. Y., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity // *Scripta Materialia*. – 2014. – Т. 76. – С. 13-16.
9. Meikle, G. *Aluminium Alloys in Aircraft Structures*; North Atlantic Treaty Organization: Paris, France, 1957.
10. Pantelakis S. G., Chamos A. N., Kermanidis A. T. A critical consideration for the use of Al-cladding for protecting aircraft aluminum alloy 2024 against corrosion // *Theoretical and applied fracture mechanics*. – 2012. – Т. 57. – №. 1. – С. 36-42.
11. Marré M. et al. Joining of lightweight frame structures by die-less hydroforming // *International Journal of Material Forming*. – 2010. – Т. 3. – С. 1031-1034.
12. Polmear I. J. Aluminium alloys--A century of age hardening // *Materials forum*. – 2004. – Т. 28. – №. 1-14. – С. 13.
13. Zhou X., Li X. Y., Lu K. Enhanced thermal stability of nanograined metals below a critical grain size // *Science*. – 2018. – Т. 360. – №. 6388. – С. 526-530.
14. Hu T. et al. Precipitation phenomena in an ultrafine-grained Al alloy // *Acta Materialia*. – 2013. – Т. 61. – №. 6. – С. 2163-2178.

15. Starink M. J., Wang S. C. A model for the yield strength of overaged Al–Zn–Mg–Cu alloys //Acta Materialia. – 2003. – T. 51. – №. 17. – C. 5131-5150.
16. Shercliff H. R., Ashby M. F. A process model for age hardening of aluminium alloys—I. The model //Acta Metallurgica et Materialia. – 1990. – T. 38. – №. 10. – C. 1789-1802.
17. Starink M. J. et al. Microstructure and strengthening of Al–Li–Cu–Mg alloys and MMCs: II. Modelling of yield strength //Acta materialia. – 1999. – T. 47. – №. 14. – C. 3855-3868.
18. Spriano S., Doglione R., Baricco M. Texture, hardening and mechanical anisotropy in AA 8090-T851 plate //Materials Science and Engineering: A. – 1998. – T. 257. – №. 1. – C. 134-138.
19. Long X. et al. Study on the strengthening mechanisms of Cu/CNT nano-composites //Materials Science and Engineering: A. – 2015. – T. 645. – C. 347-356.
20. Duparc O. B. M. H. The Preston of the Guinier-Preston Zones. Guinier //Metallurgical and Materials Transactions. – 2010. – T. 41. – №. 5. – C. 925.
21. Lide D. R. A century of excellence in measurements, standards, and technology //Measurement Science and Technology. – 2002. – T. 13. – №. 10. – C. 1653-1654.
22. Phillips, H. W. L. Annotated equilibrium diagrams of some aluminium alloy systems // Monograph and Report Series, vol. 25, Institute of Metals, London, 1959.
23. Kaufman, L., & Bernstein, H. Computer calculation of phase diagrams. With special reference to refractory metals // Academic Press, New York, 1970
24. Gumbmann E. et al. The effect of minor solute additions on the precipitation path of an AlCuLi alloy //Acta Materialia. – 2016. – T. 115. – C. 104-114.
25. Deschamps A. et al. In-situ small-angle X-ray scattering study of dynamic precipitation in an Al–Zn–Mg–Cu alloy //Philosophical Magazine. – 2003. – T. 83. – №. 6. – C. 677-692.
26. Fribourg G. et al. Evolution of precipitate microstructure during creep of an AA7449 T7651 aluminum alloy //Metallurgical and Materials Transactions A. – 2011. – T. 42. – C. 3934-3940.
27. Deschamps A. et al. In situ evaluation of dynamic precipitation during plastic straining of an Al–Zn–Mg–Cu alloy //Acta materialia. – 2012. – T. 60. – №. 5. – C. 1905-1916.
28. Hutchinson C. R. et al. Quantitative measurements of dynamic precipitation during fatigue of an Al–Zn–Mg–(Cu) alloy using small-angle X-ray scattering //Acta materialia. – 2014. – T. 74. – C. 96-109.

29. Genevois C. et al. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds //Acta Materialia. – 2005. – T. 53. – №. 8. – C. 2447-2458.
30. Genevois C. et al. On the coupling between precipitation and plastic deformation in relation with friction stir welding of AA2024 T3 aluminium alloy //Materials Science and Engineering: A. – 2006. – T. 441. – №. 1-2. – C. 39-48.
31. Deschamps A. et al. Precipitation kinetics in a severely plastically deformed 7075 aluminium alloy //Acta materialia. – 2014. – T. 66. – C. 105-117.
32. Roy S. et al. Comparative evaluation of cast aluminum alloys for automotive cylinder heads: part I—microstructure evolution //Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017. – T. 48. – №. 5. – C. 2529-2542.
33. Polmear I. J. Aluminium alloys--A century of age hardening //Materials forum. – 2004. – T. 28. – №. 1-14. – C. 13.
34. Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation //Progress in materials science. – 2000. – T. 45. – №. 2. – C. 103-189.
35. Valdes-Tabernero M. A. et al. Effect of SPD processing on mechanical behavior and dynamic strain aging of an Al-Mg alloy in various deformation modes and wide strain rate range //Materials Science and Engineering: A. – 2017. – T. 696. – C. 348-359.
36. Jia H. et al. The deformation and work hardening behaviour of a SPD processed Al-5Cu alloy //Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – T. 697. – C. 239-248.
37. Tang Y. et al. Concurrent strengthening of ultrafine-grained age-hardenable Al-Mg alloy by means of high-pressure torsion and spinodal decomposition //Acta Materialia. – 2017. – T. 131. – C. 57-64.
38. Zhang Y. et al. Dynamic precipitation, segregation and strengthening of an Al-Zn-Mg-Cu alloy (AA7075) processed by high-pressure torsion //Acta Materialia. – 2019. – T. 162. – C. 19-32.
39. Su J. Q. et al. Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium //Acta materialia. – 2003. – T. 51. – №. 3. – C. 713-729.
40. Valiev R. Z., Langdon T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement //Progress in materials science. – 2006. – T. 51. – №. 7. – C. 881-981.
41. Zha M. et al. Microstructure evolution and mechanical behavior of a binary Al-7Mg alloy processed by equal-channel angular pressing //Acta Materialia. – 2015. – T. 84. – C. 42-54.

42. Ding K. et al. Nanoindentation study of the oxide scale on FeCr alloy by high-pressure torsion //Corrosion Science. – 2022. – Т. 194. – С. 109951.
43. Azzeddine H. et al. Texture evolution in high-pressure torsion processing //Progress in Materials Science. – 2022. – Т. 125. – С. 100886.
44. Li Q. et al. Microstructure refinement, strengthening and ductilization mechanisms in Al–Mg–Mn–Er–Zr alloy with high Mn content by friction stir processing //Materials Characterization. – 2022. – Т. 189. – С. 111939.
45. Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов.– М.: ИД Руда и металлы. 2020. 476 с. 47
46. Heidarzadeh A. et al. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution //Progress in Materials Science. – 2021. – Т. 117. – С. 100752.
47. Leon J. S., Bharathiraja G., Jayakumar V. A review on friction stir welding in aluminium alloys //IOP conference series: materials science and engineering. – IOP Publishing, 2020. – Т. 954. – №. 1. – С. 012007.
48. Attah B.I., Lawal S.A., Akinlabi E.T. e.a. Friction Stir Welding of Some Selected High Strength Aluminium Alloys // Proceedings of the 1st Nigeria Society of Engineers Minna Branch Engineering Conference. – 2021. – V. 33. – P. 232-237.
49. Verma S. et al. Exploring the application domain of friction stir welding in aluminum and other alloys //Materials Today: Proceedings. – 2022. – Т. 50. – С. 1032-1042.
50. Mir F. A. et al. Joining of aluminium matrix composites using friction stir welding: A review //Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications. – 2022. – Т. 236. – №. 5. – С. 917-932.
51. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Materials science and engineering. – 2005. – V. 50. – P. 1-78.
52. Threadgill P.L., Leonard A.J., Shercliff H.R. e.a. Friction stir welding of aluminium alloys // International Materials Reviews. – 2009. – V. 54. – N 2. – P. 49-93.
53. Pouranvari M., Sharahi H.J., Movahedi M. Effect of liquation on the tensile properties of cast Mg–9Al–1Zn Alloy fusion welds // Science and Technology of Welding and Joining. – 2020. – V. 25. – №. 8. – P. 698-705.
54. Kang M., Kim C. A review of joining processes for high strength 7xxx series aluminum alloys // Journal of Welding and Joining. – 2017. – V. 35. – N. 6. – P. 79-88.
55. Дриц А.М., Овчинников В.В., Нуждин В.Н. и др. Исследование усталостной долговечности основного металла и сварных соединений листов из сплава 1565ч // Цветные металлы. – 2015. – N 12. – С.88-93.

56. Panaskar N, Terkar R. A review on recent advances in friction stir lap welding of aluminium and copper // *Mater Today: Proc.* – 2017. – V. 4. – N 8. – P. 8387–8393.
57. О современном предприятии Сеспель применяющем СТП в промышленных масштабах // Официальный сайт предприятия Сеспель. – URL: <https://www.sespel.com/about/>
58. Mendes N., Neto P., Loureiro A. e.a. Machines and control systems for friction stir welding: a review // *Mater Des.* – 2016. – V. 90. – P. 256–265.
59. Madavan S.P., Mahapatra M.M., Kumar P. On friction stir welding of Mg-Zn-RE-Zr alloy using threaded tools for aerospace application // In: *Friction stir welding and processing VII*. Cham: Springer. – 2013. – P. 237–244.
60. Perrett J., Martin J., Peterson J., e.a. Friction stir welding of industrial steels // *Friction Stir Welding Processing VI*. – 2011. – V. 65. – P. 65–72.
61. Paidar M., Ojo O.O., Ezatpour H.R., e.a. Influence of multi-pass FSP on the microstructure, mechanical properties and tribological characterization of Al/B4C composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB) // *Surf Coat Technol.* – 2019. – V. 361. – P. 159–169.
62. Zandsalimi S., Heidarzadeh A., Saeid T. Dissimilar friction-stir welding of 430 stainless steel and 6061 aluminum alloy: microstructure and mechanical properties of the joints // *Proc ImechE*. – 2019. – V. 233. – N 9. – P. 1791–1801.
63. Zhang H.J., Liu H.J., Yu L. Effect of water cooling on the performances of friction stir welding heat-affected zone // *J Mater Eng Perform.* – 2012. – V. 21. – N 7. – P. 1182–1187.
64. Kumar R.D., Pagar D.D., Menezes P.L. e.a. Friction-based welding processes: friction welding and friction stir welding // *Journal of Adhesion Science and Technology*. – 2020. – V. 34. – N 24. – P. 2613–2637.
65. Zhang H., Liu H. Mathematical model and optimization for underwater friction stir welding of a heat-treatable aluminum alloy // *Mater Des.* – 2013. – V. 45. – P. 206–211.
66. Heidarzadeh A., Saeid T. A comparative study of microstructure and mechanical properties between friction stir welded single and double phase brass alloys // *Mater Sci Eng: A*. – 2016. – V. 649. – P. 349–358.
67. Yazdipour A., Heidarzadeh A. Effect of friction stir welding on microstructure and mechanical properties of dissimilar Al 5083-H321 and 316L stainless steel alloy joints // *J Alloys Compd.* – 2016. – V. 680. – P. 595–603.
68. Yazdipour A., Heidarzadeh A. Dissimilar butt friction stir welding of Al 5083-H321 and 316L stainless steel alloys // *Int J Adv Manuf Technol.* – 2016. – V. 87. – N 9-12. – P. 3105–3112.

69. Heidarzadeh A., Motalleb-Nejad P., Barenji R.V., e.a. The origin of the maximum hardness of the friction stir welded single-phase Cu-Zn plates: RSM, EBSD, and TEM investigation // *Mater Chem Phys.* – 2019. – V. 223. – P. 9–15.
70. Rose A.R., Manisekar K., Balasubramanian V. Effect of axial force on microstructure and tensile properties of friction stir welded AZ61A magnesium alloy // *Trans Nonferrous Metals Soc China.* – 2011. – V. 21. – N 5. – P. 974–984.
71. Kumar K., Kailas S.V. On the role of axial load and the effect of interface position on the tensile strength of a friction stir welded aluminium alloy // *Mater Des.* – 2008. – V. 29. – N 4. – P. 791–797.
72. Firouzdor V., Kou S. Al-to-Mg friction stir welding: effect of material position, travel speed, and rotation speed // *Metall Mater Trans A.* – 2010. – V. 41. – N 11. – P. 2914–2935.
73. Zhou L., Wang T., Zhou W.L., e.a. Microstructural characteristics and mechanical properties of 7050-T7451 aluminum alloy friction stir-welded joints // *J Mater Eng Perform.* – 2016. – V. 25. – N 6. – P. 2542–2550.
74. Sabry I., El-Kassas A.M., Mourad A.H., e.a. Friction stir welding of T-joints: experimental and statistical analysis // *JMMP.* – 2019. – V. 3. – N 2. – P. 38.
75. Moshwan R., Yusof F., Hassan M.A., e.a. Effect of tool rotational speed on force generation, microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al–Mg–Cr–Mn (AA 5052-O) alloy // *Mater Des (1980–2015).* – 2015. – V. 66. – P. 118–128.
76. Aldanondo E., Arruti E., Echeverria A. Friction stir weld lap joint properties in aeronautic aluminium alloys // In: *Friction stir welding and processing IX.* Cham: Springer. – 2017. – P. 109–117.
77. Arora A., De A., DebRoy T. Toward optimum friction stir welding tool shoulder diameter // *Scr Mater.* – 2011. – V. 64. – N 1. – P. 9–12.
78. Mehta M., Arora A., De A., e.a. Tool geometry for friction stir welding—optimum shoulder diameter // *Metall Mat Trans A.* – 2011. – V. 42. – N 9. – P. 2716–2722.
79. El-Batahgy A.M., Terad B., Omar A. Effect of friction stir welding parameters on properties of AA6061 aluminum alloy butt welded joints // *Proceedings of the 1st international joint symposium on joining and welding.* Woodhead Publishing – 2013. – P. 33–40.
80. Khodaverdizadeh H., Heidarzadeh A., Saeid T. Effect of tool pin profile on microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper joints // *Mater Des.* – 2013. – V. 45. – P. 265–270.
81. Emamian S., Awang M., Yusof F. e.a. A review of friction stir welding pin profile // *international conference on mechanical, manufacturing and process plant engineering* Springer, Singapore. – 2017. – P. 11–18.

82. Sabari S.S., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Influences of tool traverse speed on tensile properties of air cooled and water cooled friction stir welded AA2519-T87 aluminium alloy joints // *J Mater Process Technol.* – 2016. – V. 237. – P. 286–300.
83. Sinhmar S., Dwivedi D.K. Enhancement of mechanical properties and corrosion resistance of friction stir welded joint of AA2014 using water cooling // *Mater Sci Eng: A.* – 2017. – V. 684. – P. 413–422.
84. Mofid M.A., Abdollah-Zadeh A., Gur C.H. Investigating the formation of intermetallic compounds during friction stir welding of magnesium alloy to aluminum alloy in air and under liquid nitrogen // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2014. – V. 71. – N 5-8. – P. 1493–1499.
85. Rahmi M., Abbasi M. Friction stir vibration welding process: modified version of friction stir welding process // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2017. – V. 90. – N 1-4. – P. 141–151.
86. Zhong Y.B., Wu C.S., Padhy G.K. Effect of ultrasonic vibration on welding load, temperature and material flow in friction stir welding // *J Mater Process Technol.* – 2017. – V. 239. – P. 273–283.
87. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Fortuna S.V., e.a. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al-Cu-Li-Mg aluminum alloy // *Weld World.* – 2017. – V. 61. – N 4. – P. 679–690.
88. Padhy G.K., Wu C.S., Gao S., e.a. Local microstructure evolution in Al 6061-T6 friction stir weld nugget enhanced by ultrasonic vibration // *Mater Des.* – 2016. – V. 92. – P. 710–723.
89. Sun T., Roy M.J., Strong D., e.a. Comparison of residual stress distributions in conventional and stationary shoulder high-strength aluminum alloy friction stir welds // *J Mater Process Technol.* – 2017. – V. 242. – P. 92–100.
90. Regensburg A., Schurer R., Weigl M., e.a. Influence of pin length and electrochemical platings on the mechanical strength and macroscopic defect formation in stationary shoulder friction stir welding of aluminium to copper // *Metals.* – 2018. – V. 8. – N 2. – P. 85.
91. Aydın H., Bayram A., Durgun I. The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints // *Materials & Design (1980-2015).* – 2010. – V. 31. – N 5. – P. 2568-2577.
92. Charit I., Mishra R.S. Abnormal grain growth in friction stir processed alloys // *Scripta materialia.* – 2008. – V. 58. – N 5. – P. 367-371.

93. Malopheyev S., Vysotskiy I., Kulitskiy V. e.a. Optimization of processing-microstructure-properties relationship in friction-stir welded 6061-T6 aluminum alloy // *Materials Science and Engineering*. – 2016. – V. 662. – P. 136-143.
94. Lezaack M. B., Simar A. Avoiding abnormal grain growth in thick 7XXX aluminium alloy friction stir welds during T6 post heat treatments // *Materials Science and Engineering*. – 2021. – V. 807. – P. 140901.
95. Sun Y., Bai X., Klenosky D. e.a. A study on peripheral grain structure evolution of an AA7050 aluminum alloy with a laboratory-scale extrusion setup // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2019. – V. 28. – N 8. – P. 5156-5164.
96. Бочвар А.А. *Металловедение*. М.: Металлургиздат, 1956. 494 с.
97. Czerwinski F. Thermal stability of aluminum alloys // *Materials*. – 2020. – T. 13. – №. 15. – C. 3441.
98. Starke Jr E. A., Staley J. T. Application of modern aluminum alloys to aircraft // *Progress in aerospace sciences*. – 1996. – T. 32. – №. 2-3. – C. 131-172.
99. Czerwinski, F., Kasprzak, W., Sediako, D., Emadi, D., Shaha, S., Friedman, J., & Chen, D. High-temperature aluminum alloys for automotive powertrains; cast aluminum alloys were developed with high-temperature tensile and fatigue strengths to withstand elevated-temperature applications in modern engines // *Advanced Materials & Processes*. – 2016. – T. 174. – №. 3. – C. 16-21.
100. Колобнев Н. И. Жаропрочность алюминиевых деформируемых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. – 2016. – №. 1 (40). – C. 32-36.
101. Guan, R., Shen, Y., Zhao, Z., & Wang, X. high-strength, ductile Al-0.35 Sc-0.2 Zr alloy with good electrical conductivity strengthened by coherent nanosized-precipitates // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2017. – T. 33. – №. 3. – C. 215-223.
102. Booth-Morrison C., Seidman D. N., Dunand D. C. Effect of Er additions on ambient and high-temperature strength of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Si alloys // *Acta Materialia*. – 2012. – T. 60. – №. 8. – C. 3643-3654.
103. Gao, Y. H., Yang, C., Zhang, J. Y., Cao, L. F., Liu, G., Sun, J., & Ma, E. Stabilizing nanoprecipitates in Al-Cu alloys for creep resistance at 300 C // *Materials Research Letters*. – 2019. – T. 7. – №. 1. – C. 18-25.
104. Gao, Y. H., Cao, L. F., Yang, C., Zhang, J. Y., Liu, G., & Sun, J. Co-stabilization of θ' -Al₂Cu and Al₃Sc precipitates in Sc-microalloyed Al–Cu alloy with enhanced creep resistance // *Materials Today Nano*. – 2019. – T. 6. – C. 100035.
105. Kumar Makineni, S., Sugathan, S., Meher, S., Banerjee, R., Bhattacharya, S., Kumar, S., & Chattopadhyay, K. Enhancing elevated temperature strength of copper containing

aluminium alloys by forming L12 Al₃Zr precipitates and nucleating θ "precipitates on them // Scientific reports. – 2017. – Т. 7. – №. 1. – С. 1-9.

106. Rakhmonov, J., Liu, K., Pan, L., Breton, F., & Chen, X. G. Enhanced mechanical properties of high-temperature-resistant Al–Cu cast alloy by microalloying with Mg // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – Т. 827. – С. 154305.

107. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 583. P. 206–213.

108. Belov, N. A., Cherkasov, S. O., Korotkova, N. O., Yakovleva, A. O., Tsydenov, K. A. Effect of Iron and Silicon on the Phase Composition and Microstructure of the Al–2% Cu–2% Mn (wt%) Cold Rolled Alloy // Physics of Metals and Metallography. 2021. Vol. 122(11). P. 1095-1102.

109. Belov, N. A., Akopyan, T. K., Korotkova, N. O., Timofeev, V. N., Shurkin, P. K. Effect of cold rolling and annealing temperature on structure, hardness and electrical conductivity of rapidly solidified alloy of Al–Cu–Mn–Zr system // Materials Letters. 2021. Vol. 300. P. 130199.

110. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010.

111. Belov N.A., Akopyan T.K., Shurkin P.K., Korotkova N.O. Comparative analysis of structure evolution and thermal stability of experimental AA2219 and model Al-2wt.%Mn-2wt.%Cu cold rolled alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2021. Vol. 864. P. 158823.

112. Патент РФ 2534170. Термостойкий сплав на основе алюминия и способ получения из него деформированных полуфабрикатов / Белов Н.А., Алабин А.Н.; Оpubл.: 27.11.2014 Бюл. №33.

113. Belov N.A.; Alabin A.N.; Matveeva I.A.; Eskin D.G. Effect of Zr additions and annealing temperature on electrical conductivity and hardness of hot rolled Al sheets. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 2015. No 25. P. 2817–2826.

114. Belov N. A., Korotkova N. O., Cherkasov S. O., Aksenov A. A. Electrical conductivity and hardness of Al—1.5% Mn and Al—1.5% Mn—1.5% Cu (wt.%) cold-rolled sheets: comparative analysis // Tsvetnye Metally. 2020. №. 4. P. 70-76.

115. Belov N. A., Shurkin P.K., Korotkova N.O., Cherkasov S. O., The effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of cold-rolled sheets made of Al-Cu-Mn alloys with varying copper to manganese ratios // Tsvetnye Metally. 2021. Vol. 9. P. 80-86.

116. Korotkova N. O., Shurkin P. K., Cherkasov S. O., Aksenov A. A. Effect of Copper Concentration and Annealing Temperature on the Structure and Mechanical Properties of Ingots

and Cold-Rolled Sheets of Al–2% Mn Alloy // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2022. Vol. 63(2). P. 190-200.

117. Mikhaylovskaya, A. V., Mukhamejanova, A., Kotov, A. D., Tabachkova, N. Y., Prosviryakov, A. S., & Mochugovskiy, A. G. Precipitation Behavior of the Metastable Quasicrystalline I-Phase and θ' -Phase in Al-Cu-Mn Alloy // Metals. – 2023. – T. 13. – №. 3. – C. 469.

118. Toleuova, A. R., Belov, N. A., Smagulov, D. U., & Alabin, A. N. Quantitative analysis of the Al–Cu–Mn–Zr phase diagram as a base for deformable refractory aluminum alloys // Metal Science and Heat Treatment. – 2012. – T. 54. – C. 402-406.

119. Belov, N. A., Korotkova, N. O., Shurkin, P. K., & Aksenov, A. A. Substantiation of the copper concentration in thermally stable wrought aluminum alloys containing 2 wt% of Mn // Physics of Metals and Metallography. – 2020. – T. 121. – C. 1211-1219.

120. Koshmin, A., Cherkasov, S., Fortuna, A., Gamin, Y., & Churyumov, A. Optimization of Flat-Rolling Parameters for Thermally Stable Alloy of Al-Cu-Mn System with Micro Additions of Si and Zr // Metals. – 2023. – T. 13. – №. 12. – C. 2023

121. Raabe D, Tasan CC, Olivetti EA. Strategies for improving [1] International Aluminium Institute. Global Aluminium Cycle 2019. Alucycle 2020. <https://alucycle.international-aluminium.org/public-access/>

122. Ritchie H, Roser M. CO₂ and Greenhouse Gas Emissions // Our World In Data Org 2020:1. <https://ourworldindata.org/co2-and-other-greenhouse-gas-emissions>.

123. Cullen J. M., Allwood J. M. Mapping the global flow of aluminum: from liquid aluminum to end-use goods // Environmental science & technology. – 2013. – T. 47. – №. 7. – C. 3057-3064.

124. Raabe D., Tasan C. C., Olivetti E. A. Strategies for improving the sustainability of structural metals // Nature. – 2019. – T. 575. – №. 7781. – C. 64-74.

125. Daehn K. et al. Innovations to decarbonize materials industries // Nature Reviews Materials. – 2022. – T. 7. – №. 4. – C. 275-294.

126. Gupta A., Basu B. Sustainable primary aluminium production: technology status and future opportunities // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2019. – T. 72. – C. 2135-2150.

127. Brough D., Jouhara H. The aluminium industry: A review on state-of-the-art technologies, environmental impacts and possibilities for waste heat recovery // International Journal of Thermofluids. – 2020. – T. 1. – C. 100007.

128. Graedel T. E. et al. What do we know about metal recycling rates? // Journal of Industrial Ecology. – 2011. – T. 15. – №. 3. – C. 355-366.

129. Graedel T. E. et al. On the materials basis of modern society // Proceedings of the National Academy of Sciences. – 2015. – T. 112. – №. 20. – C. 6295-6300.
130. Reck B. K., Graedel T. E. Challenges in metal recycling // Science. – 2012. – T. 337. – №. 6095. – C. 690-695.
131. Dahmus J. B., Gutowski T. G. What gets recycled: an information theory based model for product recycling // Environmental science & technology. – 2007. – T. 41. – №. 21. – C. 7543-7550.
132. Schlesinger M. E. Aluminum recycling. – CRC press, 2006.
133. Schlesinger M. E. Aluminum recycling. Second edition. – CRC press, 2013.
134. Gutowski T. G. et al. The energy required to produce materials: constraints on energy-intensity improvements, parameters of demand // Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2013. – T. 371. – №. 1986. – C. 20120003.
135. Das S. K. et al. Aluminum recycling—An integrated, industrywide approach // JOM. – 2010. – T. 62. – C. 23-26.
136. Bertram M. et al. A regionally-linked, dynamic material flow modelling tool for rolled, extruded and cast aluminium products // Resources, Conservation and Recycling. – 2017. – T. 125. – C. 48-69.
137. Cann J. L. et al. Sustainability through alloy design: Challenges and opportunities // Progress in Materials Science. – 2021. – T. 117. – C. 100722.
138. Gaustad G., Olivetti E., Kirchain R. Design for recycling: evaluation and efficient alloy modification // Journal of Industrial Ecology. – 2010. – T. 14. – №. 2. – C. 286-308.
139. Das S. K., Green J. A. S., Kaufman J. G. The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys // Jom. – 2007. – T. 59. – C. 47-51.
140. CEN. *Aluminium and Aluminium Alloys—Alloyed Ingots for Remelting—Specifications*; EN 1676; CEN: Brussels, Belgium, 2010; pp. 1–14.
141. Boin U. M. J., Bertram M. Melting standardized aluminum scrap: A mass balance model for Europe // Jom. – 2005. – T. 57. – C. 26-33.
142. Leroy C. Provision of LCI data in the European aluminium industry methods and examples // The International Journal of Life Cycle Assessment. – 2009. – T. 14. – C. 10-44.
143. Modaresi R., Müller D. B. The role of automobiles for the future of aluminum recycling // Environmental science & technology. – 2012. – T. 46. – №. 16. – C. 8587-8594.
144. Das S. K., Green J. A. S., Kaufman J. G. The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys // Jom. – 2007. – T. 59. – C. 47-51.

145. Arowosola A., Gaustad G. Estimating increasing diversity and dissipative loss of critical metals in the aluminum automotive sector //Resources, Conservation and Recycling. – 2019. – T. 150. – C. 104382.
146. Paraskevas D. et al. Evaluating the material resource efficiency of secondary aluminium production: A Monte Carlo-based decision-support tool //Journal of cleaner production. – 2019. – T. 215. – C. 488-496.
147. Martinsen K., Gulbrandsen-Dahl S. Use of post-consumer scrap in aluminium wrought alloy structural components for the transportation sector //Procedia CIRP. – 2015. – T. 29. – C. 686-691.
148. Soo V. K. et al. Economic and environmental evaluation of aluminium recycling based on a Belgian case study //Procedia Manufacturing. – 2019. – T. 33. – C. 639-646.
149. Poznak A., Freiberg D., Sanders P. Automotive wrought aluminium alloys //Fundamentals of aluminium metallurgy. – Woodhead Publishing, 2018. – C. 333-386.
150. Polmear I. Wrought aluminium alloys, in Light Alloys (Fourth Edition). Butterworth Heinemann: Oxford, 2005. – C. 97–204.
151. Ostermann F. Anwendungstechnologie Aluminium Berlin Heidelberg Springer Vieweg. – 2014.
152. Manes A. et al. Perforation and penetration of aluminium target plates by armour piercing bullets //International Journal of Impact Engineering. – 2014. – T. 69. – C. 39-54.
153. Jena P. K. et al. An experimental study on the deformation behavior of Aluminium armour plates impacted by two different non-deformable projectiles //Procedia engineering. – 2017. – T. 173. – C. 222-229.
154. Manes A. et al. Metallographic characterisation of Al6061-T6 aluminium plates subjected to ballistic impact //Materials Science and Engineering: A. – 2014. – T. 608. – C. 207-220.
155. Kammer C. Aluminium Taschenbuch 3: Weiterverarbeitung und Anwendung. – Beuth Verlag, 2014.
156. Van Schaik A., Reuter M. A. The use of fuzzy rule models to link automotive design to recycling rate calculation //Minerals Engineering. – 2007. – T. 20. – №. 9. – C. 875-890.
157. Soo V. K. et al. Sustainable aluminium recycling of end-of-life products: A joining techniques perspective //Journal of Cleaner Production. – 2018. – T. 178. – C. 119-132.
158. Soo V. K., Compston P., Doolan M. Interaction between new car design and recycling impact on life cycle assessment //Procedia Cirp. – 2015. – T. 29. – C. 426-431.

159. Soo V. K., Compston P., Doolan M. Is the Australian automotive recycling industry heading towards a global circular economy?—A case study on vehicle doors // *Procedia CIRP*. – 2016. – T. 48. – C. 10-15.
160. Kotadia H. R., Qian M., Das A. Microstructural modification of recycled aluminium alloys by high-intensity ultrasonication: Observations from custom Al–2Si–2Mg–1.2 Fe–(0.5, 1.0) Mn alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – T. 823. – C. 153833.
161. Sarkar J. et al. Tensile properties and bendability of T4 treated AA6111 aluminum alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – T. 369. – №. 1-2. – C. 258-266.
162. Zajac S. et al. Microstructure control and extrudability of Al–Mg–Si alloys microalloyed with manganese // *Materials Science and Technology*. – 1994. – T. 10. – №. 4. – C. 323-333.
163. Santora E. et al. Mechanical properties evolution for 8xxx foil stock materials by alloy optimization—literature review and experimental research // *Light Metals 2019*. – 2019. – C. 365-372.
164. Petit T. et al. Effect of hardening on toughness captured by stress-based damage nucleation in 6061 aluminum alloy // *Acta Materialia*. – 2019. – T. 180. – C. 349-365.
165. Medrano S. et al. Cluster hardening in Al-3Mg triggered by small Cu additions // *Acta Materialia*. – 2018. – T. 161. – C. 12-20.
166. Engler O. et al. Influence of copper additions on materials properties and corrosion behaviour of Al–Mg alloy sheet // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – T. 710. – C. 650-662.
167. Knight S. P. et al. Some effects of alloy composition on stress corrosion cracking in Al–Zn–Mg–Cu alloys // *Corrosion Science*. – 2015. – T. 98. – C. 50-62.
168. AFRA, Aircraft Fleet Recycling Association. Aircraft retirement tsunami. A 1000 aircraft a year to leave service by 2023. 2014. <http://www.afraassociation.org/news.cfm?newsid%4162>.
169. Airbus S. A. S. Process for advanced management of end-of-life of aircraft (PAMELA) // *Airbus Academy: Champniers, France*. – 2008.
170. Mascle C, Baptiste P, Beuve DS, Camelot A. Process for advanced management and technologies of aircraft EOL // *Proc CIRP*. – 2015. – T. 26. – C. 299-304.
171. [4] Starke EA, Staley JT. Application of modern aluminium alloys to aircraft. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. – 2011. – C. 747-83.
172. Sabaghi M. et al. Sustainability assessment of dismantling strategies for end-of-life aircraft recycling // *Resources, Conservation and Recycling*. – 2015. – T. 102. – C. 163-169.

173. Gaustad G., Olivetti E., Kirchain R. Improving aluminum recycling: A survey of sorting and impurity removal technologies // *Resources, Conservation and Recycling*. – 2012. – Т. 58. – С. 79-87.
174. Das S. K. et al. Aluminum recycling—An integrated, industrywide approach // *JOM*. – 2010. – Т. 62. – С. 23-26.
175. Lin, R., Liu, B., Zhang, J., & Zhang, S. Microstructure evolution and properties of 7075 aluminum alloy recycled from scrap aircraft aluminum alloys // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Т. 19. – С. 354-367.
176. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
177. Belov N.A., Eskin D.G. and Aksenov A.A. Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys. Elsevier, 2005. 414 p.
178. Shelekhov E.V., Sviridova T.A. Programs for X-ray analysis of polycrystalline // *Metal Science and Heat Treatment*. - 2000. - V. 42. - P. 309-313.
179. ГОСТ 2999-75 Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу - М.: ИПК Издательство стандартов, 1996.
180. Tian A. et al. Study of the Precipitation Kinetics, Microstructures, and Mechanical Properties of Al-Zn-Mg-xCu Alloys // *Metals*. – 2022. – Т. 12. – №. 10. – С. 1610.
181. Cinkilic E., Yan X., Luo A. A. Modeling Precipitation hardening and yield strength in cast Al-Si-Mg-Mn alloys // *Metals*. – 2020. – Т. 10. – №. 10. – С. 1356.
182. Dixit M., Mishra R. S., Sankaran K. K. Structure–property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminum alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Т. 478. – №. 1-2. – С. 163-172.
183. Thangaraju S. et al. On the estimation of true Hall–Petch constants and their role on the superposition law exponent in Al alloys // *Advanced Engineering Materials*. – 2012. – Т. 14. – №. 10. – С. 892-897.
184. Zhu A. W., Starke Jr E. A. Strengthening effect of unshearable particles of finite size: a computer experimental study // *Acta materialia*. – 1999. – Т. 47. – №. 11. – С. 3263-3269.
185. Liang S. S. et al. The synergetic effect of Si and Sc on the thermal stability of the precipitates in AlCuMg alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Т. 783. – С. 139319.
186. Zamani M. et al. Optimisation of heat treatment of Al–Cu–(Mg–Ag) cast alloys // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2020. – Т. 139. – С. 3427-3440.
187. Qi, M.; Kang, Y.; Li, J.; Shang, B. Improvement in mechanical, thermal conductivity and corrosion performances of a new high-thermally conductive Al-Si-Fe alloy

through a novel R-HPDC process // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – T. 279. – C. 116586.

188. Průša, F.; Vojtěch, D.; Bláhová, M.; Michalcová, A.; Kubatík, T.F.; Čížek, J. Structure and mechanical properties of Al–Si–Fe alloys prepared by short-term mechanical alloying and spark plasma sintering //Materials & Design. – 2015. – T. 75. – C. 65-75.

189. Kumar N. M. S. et al. A critical review on heat treatment of aluminium alloys //Materials Today: Proceedings. – 2022. – T. 58. – C. 71-79.

190. Belov N. A. et al. Effect of Fe and Si on the phase composition and microstructure evolution in Al-2 wt.% Cu-2 wt.% MN alloy during solidification, cold rolling and annealing //JOM. – 2021. – T. 73. – C. 3827-3837.

191. Цукров С. Л. Параметры отжига рулонов из алюминиевых сплавов //Технология легких сплавов. 2016. №. 1. С. 68-73.

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2826055

**Способ получения холоднокатаных листов из
вторичного алюминиевого сплава**

Патентообладатель: *Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
"Национальный исследовательский технологический
университет "МИСИС" (RU)*

Авторы: *Белов Николай Александрович (RU), Цыденов
Кирилл Андреевич (RU), Дриц Александр Михайлович
(RU)*

Заявка № 2024103261

Приоритет изобретения 09 февраля 2024 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 03 сентября 2024 г.

Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 09 февраля 2044 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов



